中国材料工程大典

中国机械工程学会 中国材料研究学会

中国材料工程大典编委会

樊东黎 潘健生 徐跃明 佟晓辉 主编

CHINA MATERIALS ENGINEERING CANON

中国材料工程大典

中国机械工程学会　中国材料研究学会

中国材料工程大典编委会

第15卷　材料热处理工程

樊东黎　潘健生
徐跃明　佟晓辉　主编

化学工业出版社
·北　京·

（京）新登字039号

内容简介

中国材料工程大典是中国机械工程学会和中国材料研究学会共同组织全国39位院士、百余位各学科带头人、千余位材料工程专家共同执笔编写，全面反映当今国内外材料工程领域发展的最新资料和最新成果，集实用性、先进性和权威性于一体的大型综合性工具书。中国材料工程大典包括材料工程基础、钢铁材料工程、有色金属材料工程、无机非金属材料工程、复合材料工程、信息功能材料工程、粉末冶金材料工程、高分子材料工程、材料热处理工程、材料表面工程、材料铸造成形工程、材料塑性成形工程、材料焊接工程、材料特种加工成形工程、材料表征与检测技术等内容，涵盖了材料工程的各个领域，将最新的实用数据（特别是与国际接轨的标准数据）、图表与先进实用的科研成果系统地集合起来，并附应用实例，充分显示了材料工程各领域的现状和未来。中国材料工程大典不仅可以满足现代企业正确选材，合理用材，应用先进的材料成形加工技术，提高产品质量和性能，降低产品成本，增强产品市场竞争力的需要，而且对推动中国材料科学与材料成形加工技术的不断创新，促进制造业的发展，提高我国制造业的竞争能力，具有重要的现实意义。

本书为第15卷，材料热处理工程。主要内容包括材料热处理技术基础、材料热处理工艺、热处理设备、材料热处理、热处理CAD/CAM/CAE、热处理清洁生产和安全、热处理质量控制与无损检测等。

本书主要供具有大专以上文化水平，从事材料工程研究的工程技术人员在综合研究和处理材料热处理工程的各类技术问题时使用，起备查、提示和启发的作用，也可供研究人员、理工院校的有关师生参考。

图书在版编目（CIP）数据

中国材料工程大典．第15卷，材料热处理工程/樊东黎等主编．—北京：化学工业出版社，2005.8
ISBN 7-5025-7317-8

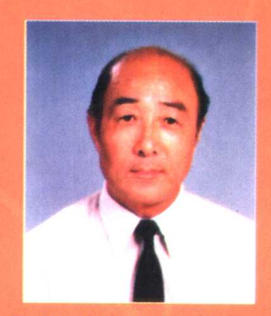
Ⅰ．中…　Ⅱ．樊…　Ⅲ．①材料科学　②材料—热处理　Ⅳ．①TB3　②TG156

中国版本图书馆CIP数据核字（2005）第094436号

中国材料工程大典
第15卷　材料热处理工程
中国机械工程学会
中国材料研究学会
中国材料工程大典编委会
樊东黎　潘建生　徐跃明　佟晓辉　主编
责任编辑：周国庆　陈志良　李骏带
责任校对：李　林
封面设计：雷嘉琦
*
化学工业出版社出版发行
（北京市朝阳区惠新里3号　邮政编码：100029）
购书咨询：(010)64982530
(010)64918013
购书传真：(010)64982630
http://www.cip.com.cn
*
新华书店北京发行所经销
北京[illegible]海印刷有限公司印装
开本880mm×1230mm　1/16　印张59¼　字数2743千字
2006年1月第1版　2006年1月北京第1次印刷
ISBN 7-5025-7317-8
定价：160.00元

中国材料工程大典编委会

主任：路甬祥



常务副主任：李成功

总策划：宋天虎

总策划：黄远东

总编辑：李骏带

中国材料工程大典编委会

杨　合（西北工业大学教授）
杨　武（上海材料研究所教授）
杨乃宾（北京航空航天大学教授）
杨才福（钢铁研究总院教授）
杨鸣波（四川大学教授）
杨忠民（钢铁研究总院教授）
杨晓华（福州大学教授）
杨海波（北京科技大学教授）
杨焕文（中国有色金属学会副秘书长、教授）
杨德仁（浙江大学教授）
李　强（福州大学教授）
李　晋（上海材料研究所教授）
李　楠（武汉科技大学教授）
李长久（西安交通大学教授）
李龙土（清华大学教授、院士）
李成功（中国材料研究学会荣誉理事、教授）
李光福（上海材料研究所教授）
李志刚（华中科技大学教授）
李明哲（吉林大学教授）
李明辉（上海交通大学教授）
李学勇（科学技术部副部长）
李虹霞（洛阳耐火材料研究院教授）
李恒德（清华大学教授、院士）
李贺军（西北工业大学教授）
李海军（宁夏东方钽业股份有限公司高级工程师）
李骏带（中国材料工程大典编委会高级工程师）
李鹤林（石油天燃气公司管材研究所教授、院士）
严东生（中科院上海硅酸盐研究所教授、院士）
连克仁（苏州特种加工研究所教授）
肖亚庆（中国铝业公司总经理、教授）
吴　行（装甲兵工程学院教授）
吴　昆（哈尔滨工业大学教授）
吴　诚（上海材料研究所教授）
吴永声（四川大学教授）
吴伟仁（国防科工委科技与质量司司长、研究员）
吴性良（复旦大学教授）
吴科如（同济大学教授）
吴恩熙（中南大学教授）
吴谊群（中科院上海光学机械研究所研究员）
吴智华（四川大学教授）
吴德馨（中科院微电子所研究员、院士）
何光远（原机械工业部部长、教授）
何季麟（宁夏东方有色金属集团公司总裁、院士）
佟晓辉（中国热处理行业协会研究员）
邱　勇（清华大学教授）
邱冠周（中南大学副校长、教授）
邱德仁（复旦大学教授）
余金中（中科院半导体研究所研究员）
邹广田（吉林大学教授、院士）
汪明朴（中南大学教授）
沈　真（中航一集团623所研究员）
沈万慈（清华大学教授）
沈德忠（清华大学教授、院士）
宋天虎（中国机械工程学会秘书长、教授）
张　力（国防科工委经济与协调司副司长、研究员）
张　扬（四川大学教授）
张　华（贵州安大航空锻造公司副总经理）
张　杰（北京科技大学教授）
张　金（中国锻压协会秘书长、教授）
张　峥（北京航空航天大学教授）
张子龙（北京航空材料研究院高级工程师）
张用宾（中国建筑材料科学研究院教授）
张立同（西北工业大学教授、院士）
张永俐（昆明贵金属研究所教授）
张吉龙（中国铝业公司教授）
张旭初（中国材料工程大典编委会教授）
张佐光（北京航空航天大学教授）
张晋远（钢铁研究总院教授）
张康侯（昆明贵金属研究所教授）
张道中（中科院物理研究所教授）
张新民（中南大学教授）
陆燕荪（原机械工业部副部长）
陈　琦（沈阳铸造研究所教授）
陈文哲（福州大学教授）
陈世朴（上海交通大学教授）
陈立泉（中科院物理研究所教授、院士）
陈运远（上海材料研究所教授）
陈志良（化学工业出版社编审）
陈国钧（钢铁研究总院教授）
陈治明（西安理工大学校长、教授）
陈南宁（北京钢铁设计研究总院教授）
陈祝年（山东大学教授）
陈晓慈（中国第二重型机械集团公司副总工程师）
陈涌海（中科院半导体研究所研究员）
陈祥宝（北京航空材料研究院研究员）
陈超志（中国机械工程学会高级工程师）
林慧国（钢铁研究总院教授）
欧阳世翕（中国建筑材料科学研究院教授）
卓尚军（中科院上海硅酸盐研究所研究员）
易建宏（中南大学教授）
罗祥林（四川大学教授）
罗豪甦（中科院上海硅酸盐研究所教授）
果世驹（北京科技大学教授）
周　廉（西北有色金属研究院教授、院士）
周伟斌（化学工业出版社副社长、编审）
周国庆（化学工业出版社副总编辑、编审）
郑有炓（南京大学教授、院士）
柳玉起（华中科技大学教授）

鸣　　谢

在编写过程中，得到以下部门和单位的支持和协作，使《中国材料工程大典》得以顺利编撰完成。在此，中国材料工程大典编委会代表全体作者表示衷心感谢！

支持部门：中华人民共和国科学技术部
国防科学技术工业委员会
国家自然科学基金委员会
中国科学技术协会
中国科学院
中国工程院

协 作 单 位

钢铁研究总院
北京有色金属研究总院
北京航空材料研究院
中国建筑材料科学研究院
中国科学院金属研究所
中国科学院上海硅酸盐研究所
上海宝钢集团公司
中国石油化工集团公司
中国铝业公司
清华大学
中南大学
太原钢铁集团公司
西北有色金属研究院
宁夏东方有色金属集团公司
华中科技大学
中国第二重型机械集团公司
北京科技大学
北京航空航天大学
中国航天集团第703研究所
中国特种设备检测研究中心
哈尔滨工业大学
贵州安大航空锻造公司
东北大学
西安重型机械研究所
中国科学院半导体研究所
四川大学
北京航空制造工程研究所
中国科学院物理研究所
西北工业大学
北京矿冶研究总院
沈阳铸造研究所
江苏法尔胜公司

序

材料是当代社会经济发展的物质基础，也是制造业发展的基础和重要保障。进入21世纪以来，随着经济全球化的发展和中国的崛起，现代制造业的重心正不断向中国转移。据统计，今天中国制造业直接创造国民生产总值的1/3以上，约占全国工业生产的4/5，为国家财政提供1/3以上的收入，占出口总额的90%。但是与发达国家相比，我国制造业的水平不高、自主创新能力不足、高端市场竞争力还不强。我国虽然已是世界制造业大国，但还不是世界制造业强国。在有关因素中，材料工程基础薄弱是制约我国制造业发展的关键因素。广义的材料工程包括材料制备、测试和加工成形过程。为了提高我国制造业的水平和竞争力，突破材料工程这个薄弱环节，中国机械工程学会和中国材料研究学会牵头，会同中国金属学会、中国化工学会、中国硅酸盐学会、中国有色金属学会、中国复合材料学会共同组织编撰《中国材料工程大典》（简称《材料大典》），其目的是力图为我国制造业提供一部集科学性、先进性和实用性于一体的综合性专业工具书。以满足广大科技工作者的迫切需求，为科技自主创新和我国制造业的崛起加强技术基础。

经过5年多的艰苦努力，《材料大典》终将出版了。这部共26卷约7000万字的巨著，是39位两院院士和1200余位参编专家教授们辛勤劳动的智慧结晶。有的作者为此牺牲了健康，如一位退休了的总工程师，为了把他多年的研究成果和实践经验写成书稿，由于长时间写作，导致眼睛视网膜脱落……。这种敬业精神与坚强毅力是值得我们学习铭记的。借此机会，我们要感谢中国金属学会、中国化工学会、中国硅酸盐学会、中国有色金属学会、中国复合材料学会的支持。这些学会的众多专家教授积极参与了《材料大典》编写工作，与中国机械工程学会和中国材料研究学会的专家教授一起完成这项艰巨任务，从而使《材料大典》在完整性与先进性、科学性与实用性的结合上得到了加强；我们要感谢科学技术部、国防科学技术工业委员会、国家自然科学基金委员会、中国科学技术协会、中国科学院、中国工程院，以及各协作单位对编写工作的大力支持和积极帮助；我们也要感谢师昌绪院士等顾问的殷切指导，他们在编委会的两次工作会议上提出了许多重要的意见和建议，平时也给予了经常关心和指导，使我们少走了许多弯路；我们还要对关心和支持《材料大典》编写工作的科研院所、院校、企业以及有关人员表示感谢。没有大家的支持与协同，就不可能有《材料大典》的成功编写和顺利出版。

《材料大典》既总结了10多年来在材料工程方面的最新数据、图表及科研成果，还汇集了国内外在材料工程方面的成熟经验和先进理念，它体现了科学性、先进性和实用性的结合。可供具有大专以上文化水平的有关工程技术人员查阅使用，也可供理工院校的师生参考。

编撰《材料大典》涉及范围广，难度大，书中不可避免地会存在一些缺点和不足之处，恳请各位读者指正。

中国机械工程学会理事长
中国材料工程大典编委会主任

2005年9月23日

前　　言

《材料热处理工程》卷是《中国材料工程大典》中的卷目之一。

材料热处理是材料科学与工程学科和材料应用技术的重要组成部分，是有效利用材料、充分发挥材料潜力，节能节材的得力手段。本卷内容囊括了材料热处理技术基础、材料热处理工艺、热处理设备、材料热处理、热处理CAD/CAM/CAE/、热处理清洁生产和安全以及热处理质量控制与无损检测等，强调内容新颖，注重实用便查。

参加本卷编写的有全国著名热处理企业、研究所及大学等各方面专家教授共20余位，最后由樊东黎、潘健生、徐跃明、佟晓辉进行统稿。参加编写的主要单位有中国机械工程学会热处理学会、中国热处理行业协会、全国热处理标准化技术委员会、上海交通大学、清华大学、哈尔滨工业大学、北京航空材料研究院、北京机电研究所、福州大学、北京联合大学、江苏大学等。本卷共设8篇45章，约270万字。各篇主编如下：

第1篇	概论	樊东黎
第2篇	材料热处理技术基础	樊东黎
第3篇	材料热处理工艺	徐跃明
第4篇	热处理设备	佟晓辉
第5篇	材料热处理	徐跃明
第6篇	热处理CAD/CAM/CAE	潘健生
第7篇	热处理清洁生产和安全	樊东黎
第8篇	热处理质量控制与无损检测	佟晓辉

本卷的编写以总结国内先进经验、科研开发和引进技术的消化吸收为主。在CAD/CAM/CAE、清洁生产和安全、质量控制与无损检测等方面，特别注重吸收国外成熟的先进技术和实践经验，力求使得技术参数、图表和科研成果最具科学性、先进性、可靠性和实用性。本书的读者对象是供大专文化程度以上，从事热处理工作的工程技术人员查阅使用，也可供科研、开发、设计、教学、生产、管理人员和技术工人参考。

尽管本卷主编和编者下了很大功夫，力求达到上述编写原则要求，但也难免有遗漏和不足之处，请读者在使用之余批评指正。

樊东黎　潘健生

徐跃明　佟晓辉

2005年12月6日

篇　目

第1卷　材料工程基础

主编：师昌绪院士　钟群鹏院士　李成功教授

篇	篇名	主编
第1篇	材料科学与工程概论	主编：师昌绪院士　李成功教授　刘治国教授
第2篇	材料成形基础理论	主编：董湘怀教授
第3篇	材料成形数值模拟	主编：柳玉起教授
第4篇	材料成形优化设计方法	主编：赵国群教授
第5篇	材料失效分析	主编：钟群鹏院士　李鹤林院士　张　峥教授
第6篇	材料强度设计	主编：谢里阳教授　王永岩教授

第2、3卷　钢铁材料工程（上、下）

主编：干　勇院士　田志凌教授　董　瀚教授　冯　涤教授　王新林教授

篇	篇名	主编
第1篇	概论	主编：干　勇院士
第2篇	钢铁牌号表示方法	主编：林慧国教授
第3篇	铁	主编：祖荣祥教授
第4篇	铸铁与铸钢	主编：陈　琦教授　彭兆弟教授
第5篇	非合金钢	主编：杨忠民教授
第6篇	低合金钢	主编：董　瀚教授　雍岐龙教授　刘清友教授　杨才福教授
第7篇	超细晶钢	主编：刘正才教授
第8篇	镍基和铁镍基耐蚀合金	主编：康喜范教授
第9篇	电热合金	主编：唐昌世教授
第10篇	高温合金	主编：冯　涤教授
第11篇	金属功能材料	主编：王新林教授　陈国钧教授
第12篇	钢铁焊接材料	主编：田志凌教授
第13篇	合金钢	主编：董　瀚教授

第4、5卷　有色金属材料工程（上、下）

主编：黄伯云院士　李成功教授　石力开教授　邱冠周教授　左铁镛院士

篇	篇名	主编
第1篇	概论	主编：黄伯云院士　邱冠周教授
第2篇	铝及铝合金	主编：田荣璋教授　肖亚庆教授
第3篇	镁及镁合金	主编：黎文献教授
第4篇	铜及铜合金	主编：汪明朴教授　尹志民教授
第5篇	镍、钴及其合金	主编：唐仁政教授
第6篇	锌、铅、锡及其合金	主编：田荣璋教授
第7篇	钛及钛合金	主编：李成功教授　马济民教授　邓　炬教授
第8篇	钨、钼及其合金	主编：王德志教授　潘叶金教授
第9篇	硬质合金	主编：吴恩熙教授
第10篇	钽、铌及其合金材料	主编：何季麟院士
第11篇	铍、锆、铪及其合金材料	主编：刘建章教授　聂大钧教授
第12篇	贵金属及其合金材料	主编：孙加林教授　张康侯教授　宁远涛教授　张永俐教授
第13篇	有色金属层状复合材料	主编：张新明教授　谢建新教授
第14篇	有色金属新材料	主编：石力开教授　左铁镛院士

第6、7卷　高分子材料工程（上、下）

主编：杨鸣波教授　唐志玉教授

篇	篇名	主编
第1篇	概论	主编：杨鸣波教授　唐志玉教授
第2篇	塑料工程	主编：吴智华教授
第3篇	有机纤维	主编：叶光斗教授　徐建军教授
第4篇	橡胶工程	主编：谢邦互教授

第 5 篇	高分子胶粘剂	主编：朱如瑾教授
第 6 篇	功能高分子	主编：罗祥林教授
第 7 篇	皮革材料	主编：张　扬教授

第8、9卷　无机非金属材料工程（上、下）

主编：江东亮院士　李龙土院士　欧阳世翕教授　施剑林教授

第 1 篇	概论	主编：江东亮院士
第 2 篇	结构陶瓷	主编：江东亮院士　黄校先教授　潘振甦教授
第 3 篇	功能陶瓷	主编：李龙土院士　徐廷献教授
第 4 篇	传统陶瓷	主编：同继锋教授
第 5 篇	玻璃	主编：马眷荣教授
第 6 篇	晶体材料	主编：罗豪甦教授　仲维卓教授
第 7 篇	无机涂层材料	主编：丁传贤院士　赵金榜教授
第 8 篇	耐火材料	主编：李　楠教授　张用宾教授　李虹霞教授
第 9 篇	碳、石墨材料	主编：李龙土院士　沈万慈教授
第 10 篇	水泥与混凝土	主编：隋同波教授
第 11 篇	其他新型无机材料	主编：施剑林教授

第10卷　复合材料工程

主编：益小苏教授　杜善义院士　张立同院士

第 1 篇	复合材料导论	主编：益小苏教授
第 2 篇	复合材料用增强体材料	主编：冯春祥教授　楚增勇教授
第 3 篇	聚合物基体材料	主编：陈祥宝教授
第 4 篇	纺织复合材料	主编：丁　辛教授
第 5 篇	复合材料界面	主编：黄玉东教授
第 6 篇	工业聚合物基复合材料与玻璃钢	主编：刘其贤教授　刘占阳教授　高红梅教授
第 7 篇	先进树脂基复合材料	主编：杨乃滨教授
第 8 篇	热塑性聚合物基复合材料	主编：张　忠教授　傅绍云教授
第 9 篇	金属基复合材料	主编：耿　林教授　吴　昆教授
第 10 篇	陶瓷（玻璃）基复合材料	主编：张立同院士　黄　勇教授
第 11 篇	碳基复合材料	主编：张立同院士　李贺军教授
第 12 篇	水泥基复合材料	主编：吴科如教授
第 13 篇	复合材料力学问题与设计	主编：杜善义院士　梁　军教授
第 14 篇	复合材料结构设计与分析	主编：沈　真教授
第 15 篇	复合材料性能实验、表征与质量控制	主编：张佐光教授　张子龙教授
第 16 篇	功能复合材料与新型复合材料	主编：刘献明教授　傅绍云教授　张　忠教授

第11、12、13卷　信息功能材料工程（上、中、下）

主编：王占国院士　陈立泉院士　屠海令教授

第 1 篇	概论	主编：王占国院士
第 2 篇	半导体硅材料	主编：杨德仁教授
第 3 篇	集成电路制造技术	主编：吴德馨院士　刘　明研究员
第 4 篇	硅基异质结构材料和器件	主编：余金中研究员
第 5 篇	化合物半导体材料	主编：屠海令教授　赵有文研究员
第 6 篇	宽带隙半导体及其应用	主编：郑有炓院士
第 7 篇	半导体低维结构和量子器件	主编：陈涌海研究员　叶小玲教授　王占国院士
第 8 篇	存储材料	主编：顾冬红研究员　吴谊群研究员
第 9 篇	显示材料	主编：邱　勇教授　应根裕教授
第 10 篇	通信光纤材料及其工艺	主编：赵梓森院士
第 11 篇	全固态激光器及相关材料	主编：许祖彦院士　沈德忠院士
第 12 篇	稀土磁性材料与自旋电子材料	主编：刘治国教授
第 13 篇	超导材料	主编：陈立泉院士　蕲常青教授
第 14 篇	传感器材料	主编：陈治明教授　雷天民教授
第 15 篇	红外材料	主编：储君浩教授

第 16 篇　先进储能材料　主编：陈立泉院士
第 17 篇　一维纳米材料和纳米结构　主编：张立德教授　解思深院士
第 18 篇　发光材料　主编：石春山研究员
第 19 篇　微加工技术　主编：冯　稷教授
第 20 篇　光子晶体　主编：张道中教授

第 14 卷　粉末冶金材料工程

主编：韩凤麟教授　马福康教授　曹勇家教授

第 1 篇　概论　主编：韩凤麟教授
第 2 篇　金属粉末生产与特性　主编：韩凤麟教授　夏志华教授
第 3 篇　金属粉末性能测试与相应标准　主编：张晋远教授
第 4 篇　成形与固结　主编：果世驹教授
第 5 篇　后续加工与质量控制　主编：贾成厂教授
第 6 篇　粉末冶金材料　主编：曹勇家教授　马福康教授　易建宏教授
第 7 篇　粉末冶金材料应用与新发展　主编：王尔德教授　韩凤麟教授

第 15 卷　材料热处理工程

主编：樊东黎教授　潘健生院士　徐跃明研究员　佟晓辉研究员

第 1 篇　概论　主编：樊东黎教授
第 2 篇　材料热处理技术基础　主编：樊东黎教授
第 3 篇　材料热处理工艺　主编：徐跃明研究员
第 4 篇　热处理设备　主编：佟晓辉研究员
第 5 篇　材料热处理　主编：徐跃明研究员
第 6 篇　热处理 CAD/CAM/CAE　主编：潘健生院士
第 7 篇　热处理清洁生产和安全　主编：樊东黎教授
第 8 篇　热处理质量控制与无损检测　主编：佟晓辉研究员

第 16、17 卷　材料表面工程（上、下）

主编：徐滨士院士　刘世参教授

第 1 篇　概论　主编：徐滨士院士　刘世参教授
第 2 篇　材料服役中表面的失效行为及防治　主编：涂善东教授
第 3 篇　表面覆层形成与结合机理　主编：徐滨士院士　朱绍华教授
第 4 篇　涂装　主编：吴　行教授
第 5 篇　热喷涂　主编：徐滨士院士　李长久教授
第 6 篇　堆焊　主编：董祖珏教授
第 7 篇　电镀与电刷镀　主编：马世宁教授
第 8 篇　化学镀与转化膜技术　主编：姜晓霞研究员　董首山研究员
第 9 篇　化学热处理　主编：董汉山教授
第 10 篇　热浸镀　主编：刘邦津教授
第 11 篇　气相沉积技术及功能薄膜材料制备　主编：吕反修教授
第 12 篇　高能束表面处理技术　主编：左铁钏教授
第 13 篇　纳米表面工程　主编：徐滨士院士
第 14 篇　封存与包装　主编：梁志杰高工
第 15 篇　表面工程技术设计　主编：徐滨士院士　朱绍华教授
第 16 篇　表面工程质量控制与检测　主编：史耀武教授

第 18、19 卷　材料铸造成形工程（上、下）

主编：柳百成院士　黄天佑教授

第 1 篇　概论　主编：柳百成院士
第 2 篇　铸造合金及其熔炼　主编：邢建东教授
第 3 篇　铸造成形工艺技术基础　主编：郭景杰教授
第 4 篇　砂型铸造　主编：黄天佑教授
第 5 篇　特种铸造　主编：姜不居教授

第 6 篇	铸造成形 CAD/CAE	主编：熊守美教授
第 7 篇	铸造生产质量检测及控制	主编：黄天佑教授

第 20、21 卷　材料塑性成形工程（上、下）

主编：胡正寰院士　夏巨谌教授

第 1 篇	概论	主编：夏巨谌教授　张　金教授
第 2 篇	锻造成形	主编：夏巨谌教授　郭会光教授
第 3 篇	板料冲压成形	主编：杨　合教授　华　林教授　刘郁丽教授
第 4 篇	板型管轧制成形	主编：张　杰教授　杨海波教授　施东成教授　陈南宁教授
第 5 篇	零件轧制成形	主编：胡正寰院士　华　林教授
第 6 篇	特种锻造	主编：王高潮教授
第 7 篇	板管特种成形	主编：李明哲教授　蔡中义教授
第 8 篇	型材挤压成形	主编：夏巨谌教授　闫　洪教授
第 9 篇	塑性成形 CAD/CAM	主编：李志刚教授
第 10 篇	塑性成形质量控制与检测	主编：吕　炎教授

第 22、23 卷　材料焊接工程（上、下）

主编：史耀武教授

第 1 篇	概论	主编：史耀武教授
第 2 篇	材料焊接加工技术基础	主编：史耀武教授
第 3 篇	焊接方法与设备	主编：史耀武教授　殷树言教授
第 4 篇	材料焊接	主编：史耀武教授　任家烈教授
第 5 篇	焊接生产过程自动化	主编：蒋力培教授
第 6 篇	焊接结构设计	主编：陈祝年教授
第 7 篇	焊接结构制造	主编：史耀武教授
第 8 篇	焊接生产质量管理与无损检测	主编：解应龙教授
第 9 篇	焊接结构服役与再制造	主编：史耀武教授

第 24、25 卷　材料特种加工成形工程（上、下）

主编：王至尧研究员

第 1 篇	概论	主编：齐从谦教授
第 2 篇	材料电火花成形加工技术	主编：刘晋春教授　白基成教授　郭永丰教授
第 3 篇	材料数控电火花线切割技术	主编：李明辉教授
第 4 篇	材料电化学加工技术	主编：徐家文教授
第 5 篇	材料高能束流加工技术	主编：王亚军教授
第 6 篇	快速原型与快速制造	主编：颜永年教授
第 7 篇	电加工机床质量控制与检测	主编：连克仁教授

第 26 卷　材料表征与检测技术

主编：徐祖耀院士　黄本立院士　鄢国强教授

第 1 篇	概论	主编：徐祖耀院士　黄本立院士　陈文哲教授　鄢国强教授　朱万森教授
第 2 篇	化学成分分析方法	主编：黄本立院士　吴　诚教授　方禹之教授　邱德仁教授　吴性良教授
第 3 篇	常用材料化学成分分析	主编：鄢国强教授　马冲先教授　卓尚军研究员
第 4 篇	材料物理性能测试	主编：陈文哲教授　李　强教授
第 5 篇	材料力学性能测试	主编：陈文哲教授　陈运远教授　杨晓华教授
第 6 篇	材料化学性能测试	主编：杨　武教授　李光福教授
第 7 篇	金相分析	主编：唐汝钧教授　李　晋教授
第 8 篇	无损检测	主编：王务同教授　杨晓华教授
第 9 篇	X 射线衍射分析	主编：漆　玄教授　蒋建中教授
第 10 篇	电子显微分析	主编：陈世朴教授　孙　坚教授
第 11 篇	核技术分析及其他检测与表征技术	主编：陈世朴教授　梁　齐教授

目　录

蓝天CAD论坛
CNCAD.NET

中 国 材 料 工 程 大 典
CHINA MATERIALS ENGINEERING CANON
第15卷 材料热处理工程

第1篇

概 论

主 编 樊东黎
编 写 樊东黎 唐 电
审 稿 中国材料工程大典编委会

中国机械工程学会
中国材料研究学会
中国材料工程大典编委会

第1章　材料热处理在现代制造业中的地位和作用

热处理是提高材料力学性能、物理和化学性能，节约材料，充分发挥材料潜力，延长机器零件、工程构件和用品服役寿命的有力措施，受到了国内外冶金界和制造业的高度重视。国外知名制造厂家经常把其产品的热处理看作是保持强竞争力的决窍，并置于严格保密措施之下。

1　热处理工艺种类

绝大多数的热处理是把材料或制件加热到一定温度，在此温度下适当保持，然后以一定速度冷却，以使其改变组织和性能的工艺过程。近代热处理技术可以划分为整体热处理、表面热处理、化学热处理、形变热处理、等离子热处理、化学与物理气相沉积、化学镀复合热处理等。

1.1　整体热处理

整体热处理是把材料或制件放在炉中整体加热和随后整体冷却，以改变其整体组织和性能的热处理工艺。属于整体热处理工艺的有退火、正火、淬火、回火、固溶时效等。钢的退火、正火、淬火+高温回火（调质）主要用在制件机加工前或最终热处理前的预备（先）热处理，是应用最广的热处理工艺。其目的是均匀材料的化学成分，细化晶粒，消除应力，改善冷变形和切削加工性能，提高其强韧性等。固溶和时效主要用于沉淀硬化不锈钢和铝合金，以提高其强度和硬度。大型铸铁件通过自然时效和人工时效可达到减少残余应力和稳定尺寸的效果。钢的淬火和低温回火可明显提高强度和硬度，作为钢件的最终热处理能显著提高其耐磨性。弹簧钢的淬火和中温回火，可获得强韧性的良好配合，得到优异的弹性性能。中碳、高碳钢在硝盐或油中的等温、分级淬火是很好的强韧化措施，也是减少制件畸变的传统有效方法。

1.2　表面热处理

表面热处理是利用能源和材料的热物理和电化学作用原理使其表面层加热到所需温度，随后以不同速度冷却，以达到表面强化的目的。表面热处理方法有感应和火焰加热淬火、电接触淬火、电解液加热淬火、激光和电子束加热相变硬化、熔化凝固等。利用盐浴快速加热后冷却亦可达到表面淬火效果。表面热处理时，施加在材料表面的能量密度很大，能在极短时间内使表面层加热到很高温度，因此是一种高效率、节能的热处理工艺，其中以高频、中频、超音频、工频电感应加热淬火应用最广。在几乎所有的表面淬火后都必须施行低温回火，以提高材料韧性。在感应和火焰淬火时控制淬火冷却时间还可实现“自行回火”。用感应法对材料实施多次快速加热和冷却的循环热处理，可使钢的晶粒度达到相当细化程度，获得优异的强韧化性能。

1.3　化学热处理

化学热处理是把金属材料或制件置于含有一种或多种化学元素的固体、液体或气体介质中，在炉中加热到一定温度，通过介质高温裂解物在金属材料表面的吸附、分解、固溶、化合反应使这些元素进入金属表面，并经过热扩散逐渐渗入金属材料内部，在金属表层形成富一种或多种合金元素的渗层。化学热处理使材料心部保持原有组织和性能，只在表层形成高硬度、高疲劳抗力、高耐磨、耐腐蚀、抗高温氧化的渗层，从而提高机器零件在各种工况下的耐用度。钢铁材料的化学热处理方法有渗碳和碳氮共渗淬火回火、渗氮、氮碳共渗、硫氮共渗、氧氮共渗、渗硫、渗铝、渗锌、渗钛、渗铬、渗钒、金属元素复合渗等。低碳钢和低碳合金钢渗碳或碳氮共渗淬火回火是汽车、拖拉机、船舶、工程机械、冶金矿山零件，特别是发动机变速箱和车辆传动齿轮大批量生产最常用的工艺。渗氮、渗硫、氮碳共渗、硫氮共渗等在机床、轻纺、仪器仪表零件应用较多。渗铝多用于提高钢材的抗高温氧化能力。渗锌多用于提高输变电塔杆的抗大气腐蚀性能。渗钛、铬、钒和金属复合渗主要用于提高工模具使用寿命。

1.4　形变热处理

形变热处理是对金属材料进行形变强化和相变强化，即把压力加工成形和热处理相结合，使材料性能得到综合提高（强韧化）的工艺方法。这种方法不但能获得一般加工方法达不到的高强度和高韧性的良好组合，而且还能大大简化金属材料或工件的生产工艺过程，从而节约金属材料和能源，因此受到冶金、机械、车辆、航空和航天部门的高度重视和广泛采用。形变热处理可划分为低温形变、高温形变、形变化学热处理三大类。

低温形变热处理也称亚稳奥氏体形变淬火。其工艺为：把钢加热到奥氏体状态，保持一定时间，急速冷到 A_{c_1} 以下、高于 M_s 点的某一中间温度施行锻压或轧制成形，然后立即淬火获得马氏体组织。低温形变热处理尚可细分为：低温形变淬火、低温形变等温淬火、等温形变淬火、连续冷却形变热处理、诱发马氏体低温形变、珠光体低温形变、马氏体（回火马氏体，贝氏体）形变时效、预形变热处理、晶粒多边化强化。这些方法可用于飞机起落架、火箭蒙皮、模具、板簧、炮弹及穿甲弹壳等高强钢制件、钢琴和钢缆丝、18-8不锈钢、PH15-7Mo过渡型不锈钢以及TRIP钢件的制造。

高温形变热处理是将钢加热到稳定奥氏体区保持一段时间，在此状态下形变，随后施行淬火以获得马氏体组织的综合热处理工艺。高温形变淬火对材料没有特殊要求，一般碳钢和低合金钢均可采用。由于加热温度高，形变抗力小，比低温形变容易实施，特别是可以利用锻造和轧制后的余热，形变淬火容易安插在锻造和轧制的生产流程中，因而获得广泛应用。高温形变淬火可提高钢材的抗裂纹扩展力、冲击疲劳抗力、断裂韧度、疲劳断裂抗力（特别是超载区的疲劳破断抗力）、延迟破断裂纹扩展抗力，可降低钢材脆性转变温度（FATT）和缺口敏感性。高温形变热处理尚可细分为：高温形变淬火、高温形变正火、高温形变等温淬火、亚温形变淬火、利用形变强化遗传性的热处理、表面高温形变淬火、复合形变热处理。添加微量钒、钛、铌的微合金钢轧制后施行控制冷速的冷却即形成所谓的非调质钢，制成零件毛坯后无需施行调质处理，目前已广泛用于曲轴、连杆、半轴、齿轮轴等汽车发动机零件。

形变化学热处理还是一个不十分成熟的领域。研究结果只肯定了各种形变量的弹性和塑性变形以及拉应力状态都会促进钢中铁原子的自扩散和置换原子的扩散。对碳、氮等间隙原子在铁合金中的扩散的研究结果则有很大差异。影响间隙原子扩散的因素很多，钢形变的组织状态，位错密度的大小，晶粒的细化程度，晶内亚结构变化，碳化物析出引起的

合金元素再分配都会对其发生影响。研究这种影响规律以发现正面影响间隙原子扩散的各种因素和影响的定量关系，开发出形变化学热处理新工艺是今后应该开展的工作。

1.5 等离子热处理

等离子热处理是把工件放在密封容器中，抽到一定真空度后，往其中通入含渗入元素的气体（渗氮时用氨），随后在阳极（容器壁）和阴极（工件）间施加一定电压形成电场。容器中的气体分子在电场作用下被电离，并在工件周围形成伴随有辉光放电过程的等离子区。带正电的（碳、氮、硫）离子被电场加速以较大的动能轰击工件（负极）表面，使表层温度升高的同时，在表面形成化合物和扩散进入表层，形成各种元素的渗层。在氮介质中渗氮时，由于氮离子的轰击可使钢件表层达到500~600℃，足以使氮渗入铁素体状态下的钢件。渗碳和碳氮共渗必须在钢的奥氏体状态下进行，靠离子轰击的能量不足以达到钢的奥氏体化温度。此时必须配备辅助热源，即在容器内设置电阻发热体和隔热层。利用等离子原理可以进行渗氮、渗碳、碳氮共渗、氮碳共渗、渗硫、渗硼等。等离子热处理设备简单、渗速快、工艺和渗层易控，在渗氮上已获得广泛应用。近来，由于低压（真空）渗碳的普及，一般真空渗碳炉稍加改装即可实施渗碳和碳氮共渗。低压渗碳渗速快，无内氧化层，易施行高温超快速渗，施加等离子场后，如虎添翼，在可预见的未来，定会得到广泛应用。

1.6 表面沉积技术

在金属材料表面牢固沉积耐磨、防腐、美观的化合物和金刚石、类金刚石膜也是提高高速钢、硬质合金刀具和各类模具寿命，提高各种装饰品、工艺美术品品位的有效措施。近30年来，表面沉积技术发展迅猛，新的沉积方法层出不穷。概括起来，表面沉积技术可分为化学气相沉积（CVD）、物理气相沉积（PVD）和等离子体化学气相沉积（PCVD或PACVD）三大类。CVD是利用气相物（$N_2+H_2+Me_xCly$）的高温（≈1 000℃）热分解、热合成或化学转化等原理，在固体表面生成固态沉积层的过程，主要用在要求耐磨、抗蚀的制品上，还可用来制造单晶膜、微波器件、光导纤维等。化学沉积膜牢度大，但沉积温度高，工件易畸变，基体组织和性能会发生变化。

PVD是利用材料在低气压下的热蒸发、辉光放电、弧光放电等物理现象，在基体材料表面沉积涂层的技术。PVD可细分为真空蒸镀、真空溅射和离子镀三类。离子镀又以放电形式、磁控结构和电子发射方式的差异分为多种类型。PCVD（PACVD）技术是将气体放电等离子体技术用于CVD中。如此可促进化学反应，降低沉积温度，扩大其应用范围。用直流PCVD在$H_2+N_2+TiCl_4$气相中沉积TiN时，可将沉积温度降到500~600℃。这便会使高速钢刀具在其回火温度以下施行表面沉积强化。

可施行CVD的基本材料有高熔点金属、合金和陶瓷。PVD技术可用于金属、非金属、碳纤维和工程塑料。被沉积的涂层材料可以是纯金属（W、Mo、Ta、Al），也可以是无机化合物（TiN、TiC、NbC、VC、Al_2O_3、金刚石和多种元素形成的各种超导薄膜）。TiN涂层的硬度可达2 400HV，并呈悦目的金黄色泽。在工模具和工艺品表面沉积TiN获得最广泛应用。

用特殊等离子体激光化学气相沉积（PAVCD）技术可使金属制品在H_2+CH_4（C_2H_2，C_6H_6）+惰性气体中于200℃以下温度沉积类金刚石膜，获得3 000~4 000HV硬度的涂层。利用高温（>800℃）PACVD和直接离子束（direction-beam）、离子束增强工艺（ion-beam enhanced process）在低温下可沉积金刚石膜，达到约10 000 HV的硬度。沉积金刚石或类金刚石可用于大面积单晶硅、绝缘子、磁盘、光盘、磁头、光头等光学器械以及非铁金属和合金的切削刀具。

1.7 镀层复合热处理

Ni-P（或Co-P）化学镀层是非晶态镀层，硬度达500~600HV，镀后经400℃的短时（1 h）时效可转变为晶态，在Ni（或Co）基体析出弥散的Ni_3P（Co_3P）强化相使硬度提高到1 000~1 300HV，显著提高其耐磨性。这是一种典型的跨学科技术。

Ni-P化学镀液的稳定性较差。用电镀方法亦可在钢件表面获得Ni-P镀层。采取刷镀方式可在大型制件（如成形模具）表面局部施镀，并可节约镀液。在Ni-P化学镀液中加入SiC、Al_2O_3、CrC、BN、B_4C、MoS_2、PTFE（聚四氟乙烯）可显著提高镀层耐磨性。在复合镀液中添加少量稀土元素，对镀层施行500℃的时效，可使其硬度由500HV提到高1 400HV。

Ni-P镀层的耐蚀性好，已实际用于石油、化工、制糖、制盐、农药及医疗行业中的容器、泵、阀、离心机筛网、医疗器械等。由于其硬度高、耐磨性好，在汽车、航空、食品加工、印刷机械上多用于汽缸、轴、压辊、成形模具、钟表零件。

2 提高和发挥材料性能的潜力

热处理能提高材料的强度、韧性、疲劳抗力、硬度和耐磨性，从而可减少零件尺寸，用廉价材料代替贵重材料，延长机器零件疲劳寿命和磨损寿命，达到节约使用材料和零件"一顶几"的效果。通过热处理可以提高软磁和硬磁材料的磁特性，弹性材料的高弹性指标等，获得优异的物理性能。热处理还可以改善材料的各种加工工艺性能，诱发材料的超塑性，便于在施加很小能量的条件下，制造出复杂形状零件。热处理还可以提高材料的抗腐蚀、抗高温氧化的化学稳定性，延长在特殊介质条件下服役的零件寿命。

2.1 提高材料的各种力学性能

通过淬火、回火、正火等传统热处理工艺可使钢铁材料获得马氏体、回火马氏体、贝氏体、珠光体+铁素体组织，得到与这些组织相对应的强度和硬度。亚共析结构钢淬火、回火组织比正火态组织的强度和硬度高4~5倍，比退火态高5~6倍。变形铝合金经固溶和时效能提高强度30%~40%。45钢形变淬火比普通淬火的强度高10%，塑性高20%。

材料的强度和韧（塑）性是一对矛盾的统一体。片面追求强度，会使韧性降到危险程度，在冲击载荷下发生脆性破断。故经常采取宁可牺牲些强度，也要保持一定韧性的措施，也就是所谓"强韧化"的处理方法。钢材经淬火+高温回火（我国和俄罗斯都称其为"调质"）可获得细粒状珠光体组织，在保持较高强度的同时，也能具备较高的韧（塑）性。因此，调质处理被经常作为传动结构零件（齿轮和轴）的最终热处理或渗氮、氮碳共渗、表面热处理件预备热处理的主要方式，以保证其足够的心部强韧性。高温形变淬火能使钢材的冲击韧度成倍或数倍增长，脆性转变温度（FATT）明显下降，在合理选择工艺前提下，能减轻钢的第一类回火脆性，完全消除第二类回火脆性。低碳马氏体淬火可获得高强度、韧性也较好的板条马氏体组织。适当提高中碳钢和中碳合金钢的淬火加热温度可获得相对少的孪晶（片状）马氏体，从而提高韧性。共析碳钢的贝氏体等温淬火可在保持较高硬度（56~58HRC）的同时，保持较高的韧性，特别是在$M_s \sim M_s+30$℃范围等温能获得更为理想的强韧性配合。利用强力能源反复高速加热奥氏体化淬火、奥氏体逆相循环加

热和奥氏体-铁素体两相区边界交替加热淬火可使奥氏体晶粒达到超细化程度，从而得到极微细、强韧性配合极好的淬火马氏体组织。在钢的 $\alpha+\gamma$ 双相区加热淬火可提高一些钢种的回火韧性，降低回火脆和脆性转变温度，消除因回火脆导致的晶间断裂破损。

许多传输动力零件是在反复交变载荷下工作。其失效机理是裂纹的萌生、扩展和断裂。疲劳损坏是在远低于静强度载荷下发生的，因而零件的疲劳破坏具有很大的危害性。实践证明，材料的疲劳强度和静强度成正比关系。通过适当的热处理在提高表面硬度强度的同时，也能提高其疲劳抗力。通常，传动件都在弯曲疲劳状态下服役，故在零件表层形成残余压应力的热处理都能提高其疲劳抗力。感应、火焰等表面淬火和渗碳、碳氮共渗淬火能极大地提高表面硬度和强度，从而也能明显提高零件的疲劳寿命。渗氮和氮碳共渗除可提高钢材表面硬度外，还可在表层形成较大的残余压应力，从而可成倍地提高其疲劳抗力。

许多机器零件是在不同介质中的相对运动条件下工作的。过度磨损是其失效的主要形式。通过整体热处理、表面热处理、化学热处理和沉积硬质化合物，大幅度地提高表面硬度，可以显著延长摩擦磨损件的使用寿命。采取适当的化学热处理（渗硫、硫氮共渗）可以降低材料间的摩擦因数，达到减摩效果。一些化学热处理方法（渗氮、氮碳共渗）还可以提高材料和零件的抗咬（胶）合能力。物理和化学气相沉积可在材料表面沉积超高硬度化合物（TiN、TiC、NbC、VC 等），显著提高其耐磨性。

热处理还可以充分消除铸件、焊接件、复杂结构机器零件、玻璃制品、陶瓷结构件的残余应力，以减轻其在进一步加工时的强烈变形，避免在服役过程中破损。

2.2 提高材料的物理性能

热处理可以改善功能材料的各种物理性能：磁性、磁致伸缩、弹性、定膨胀性等。

高温退火、脱碳、脱氢退火可明显提高软磁材料的磁感应强度，降低矫顽力，减少其作为电磁铁心的磁滞损耗和涡流损耗。淬火成马氏体组织是硬磁合金材料的主要热处理方式。硬磁材料的主要特性是大的矫顽力。固溶和时效，细化晶粒，磁场淬火，加工硬化和引起相变残余应力的热处理都是提高永磁合金矫顽力，改善其磁特性的有效手段。Nd－Fe－B 永磁合金通过适当温度的多次回火和随后以不同速度冷却才能保证其具有最大的矫顽力。为保持其抗氧化和耐腐蚀能力，在 Nd－Fe－B 磁铁表面尚须蒸镀耐蚀金属或合金以及镀 Ni－P 膜。

形变热处理、固溶和时效是提高弹性材料性能的最常用工艺。作为高级弹性材料的高镍马氏体时效钢碳含量很低，经奥氏体化淬火后获得低硬度的低碳马氏体组织，随后施行冷形变或 450℃时效，在保持足够塑性的前提下，可使硬度、强度成倍增加。具有定膨胀系数的封接合金在和玻璃、陶瓷封接前须在保护气氛中施行软化退火，封接前退火和氧化处理。

2.3 提高材料的化学性能

普通钢材经渗锌、渗氮、氮碳共渗和氧氮共渗处理能显著提高其抗大气腐蚀能力。渗铬的钢材能经受硝酸溶液的腐蚀，渗硅可明显提高钢材在 10% HCl、HNO_3 和 H_2SO_4 中的抗腐蚀能力。渗硅钢材在煮沸的 10% H_2SO_4 溶液中的抗蚀性甚至超过 18Cr－8Ni 不锈钢。

渗铝能大大提高普通钢材和 18Cr－8Ni、18Cr－25Ni－2Si 不锈钢的抗高温氧化能力。10 钢和 1Cr13 不锈钢渗铝可数十倍减少在 1 000℃下的氧化增重。18Cr－8Ni 不锈钢渗铝后的氧化增重可降低 300 倍。渗铝可显著提高各种炉用耐热合金的耐用度。

2.4 提高材料的工艺性能

材料的切削加工性能和冷冲压性能对于生产效率和工件的表面状态至关重要。除了往钢中添加 Pb、Se、Te、S 等合金元素形成易切削钢的方法外，仰赖适当的热处理也可以明显改善材料的冷加工工艺性。所谓材料好的切削加工性通常是指切削力小、便于高速切削、易断屑、不粘刀、不形成刀瘤、被加工材料表面粗糙度低等。材料的切削加工性能既取决于组织和性能，也取决于切削规范。如大片状珠光体的钢有利于小进刀量的高速切削，用 18W－4Cr－1V 高速钢车刀以小进刀量慢速切削时，等温退火成球状组织最有利。一般情况下，具有球状组织的钢有利于车削，而拉、钻、镗则以可分辨的片状珠光体为最好。适宜各种材料切削加工的热处理和组织列于表 1.1-1。对良好的材料板冲压性的要求首先是显微组织的均匀性，其次是钢中的渗碳体应呈球状，断面收缩率应保持 50% 以上。表 1.1-2 所列为碳素钢和合金结构钢导致理想冲压性的热处理和显微组织。

表 1.1-1　在大批量生产条件下为获得最佳切削加工性的结构钢的热处理

毛　坯	钢　号	热处理工艺	显微组织	应　用
锻件、冲压件、热轧型材	15 20 15Cr	加热至 950～970℃ 快冷	粗大铁素体＋可分辨的层状珠光体	工件在 ϕ50 mm 以下施行正火
锻件、冲压件、热轧型材	20CrMnTi 30CrMnTi 25CrMnMo 25CrMnNiMoAl	等温退火	部分球化的珠光体	— — — 截面＞100 mm 按 20Cr12Ni4A 处理
锻件、冲压件	12CrNi3A 20Cr2Ni4A	正火＋640～680℃回火	片状珠光体（球化体＜20%）	—
锻件、热轧型材	60Si2	正火＋650～680℃回火	部分球化的珠光体	铣削量大时在 700～720℃以下回火
锻件、热轧型材	T8～T12 GCr15	在 A_1 上下摆动退火	粒状珠光体	截面＜100 mm 的 GCr15 钢，上下摆动退火 2 次以上
锻件、冲压件	40、45、40Cr 40CrNi，40B	880～900℃正火	片状珠光体	如最终是调质，则可改为调质

续表 1.1-1

毛 坯	钢 号	热处理工艺	显微组织	应 用
型材、热轧板材	08F、10F	不经热处理	原始轧态	—
型材、热轧板材	20	正火	—	—
冷轧带材	65Mn	670～680℃退火	部分球化（≥30%）珠光体	车削和钻孔时，热处理保持时间延长 50%

表 1.1-2 在大批量生产条件下碳素钢和合金结构钢改善冲压性的热处理

钢 号	热 处 理 规 范	面收缩率/% ≥
08F	860℃退火，压缩变形 10%～30%，在 600℃或 700℃再结晶退火	600℃ 80 700℃ 83
10F	低温退火：640℃ 680℃	70 75
20F	860℃退火，压缩变形 10%～20%，在下列温度再结晶退火：600℃、700℃	67 74
10	在下列温度退火，获得粒状珠光体组织： 600～670℃ 740～760℃	66 72
20	780℃正火	72
20Ni2	780℃正火	75
35	等温退火：860℃＋680～720℃	75
45	等温退火：850～870℃＋680～700℃，获得粒状珠光体组织	60
09Mn2Si	从终轧温度以 10～20 ℃/s 速冷到 720～760℃等温保持	80
17MnSi	从终轧温度以 10～20 ℃/s 速冷至 720～760℃等温保持	65
15Cr	等温退火：860℃＋680～720℃	80
35Cr	自 1 150℃淬油，760℃回火 15 min，空冷 自 1 150℃淬油，760℃回火 15 min，油冷 730℃等温保持	74 77
10CrSiNiCu	从终轧温度以 10～20 ℃/s 速冷至 720～760℃等温保持	60
12CrNi3A	720℃球化退火 720℃退火，以≤40 ℃/s 缓冷至 500℃出炉	56 73
30CrMnSi	自 1 150℃淬油，760℃退火 15 min	73

使用具有超塑性的材料，通过等温慢速（10^{-5}～10^{-1}/s）施压成形方式制造复杂形状零件的超塑性成形法在近 30 年获得广泛应用。材料具有超塑性的前提条件是超细化（0.5～10 μm）的晶粒度。一些镁、铝、铜、钛、铁基合金都可以用超塑性加工方式成形。钢可以靠加入 Ti、V、Zr、Nb、W 和 Mo 合金元素方式得到细晶粒钢，也可以靠多种热处理方式获得超细化晶粒。采用强力能源以极高的加热速度对钢施行冲击式奥氏体化加热，钢件奥氏体化淬火后，再高速重新奥氏体化，如此往返数次，在奥氏体-铁素体两相区循环加热淬火，以及适当的形变热处理都可以使钢晶粒度达到相当细化程度，从而具备超塑性。

3 热处理与相邻加工工艺的关系

材料的热处理效果与机器零件设计、原材料冶金质量、毛坯的铸锻过程、机械加工方式等都有密切的关系。零件结构复杂、截面厚薄悬殊和尖角过渡等都在热处理的加热和冷却过程中形成应力集中，导致过分畸变和开裂。原材料和铸件毛坯中的化学成分偏析、气孔、缩孔、疏松和夹杂（渣）也都会造成热处理废品。锻件中的碳化物偏析、夹杂、折叠、表面裂纹和心部微裂（白点）以及氧化和脱碳都会造成热处理的次品或废品。工件机械加工后的表面状态、残余应力和残余畸变、电加工和线切割的模具表面异常层都会导致超常畸变，出现表面裂纹或整体断裂。因此，热处理的质量事故必须综合考虑工件结构、原材料质量、前加工历程，才能得出正确的分析结论。

编写：樊东黎（全国热处理学会）

第 2 章　材料热处理技术发展史

1　中国古代的热处理

材料热处理在中国有悠久的历史。与世界其他地区相比，中国古代热处理技术的发展有明显的区域特色，在某些方面中国的热处理技术落后于其他地区，但也有许多发明和技术在世界热处理史上处于遥遥领先的地位，其中不少成果还传播到了世界各地，对世界热处理技术的进步 起到了直接的促进作用。

我国材料热处理技术的发展，同其他技术类似，传统的热处理技术经历过从萌芽、建立、发展、鼎盛到衰弱，最后是现代技术的引入、消化和发展的过程。参考我国古代的分期，可以认为，在远古时期，我国的热处理已经开始出现萌芽；在上古时期，我国传统热处理技术开始初步建立；到中古时期，我国传统的热处理技术进一步发展；在近古时期，我国传统热处理技术达到鼎盛；在近现代时期，我国的传统热处理技术逐渐衰弱，同时现代技术开始建立和发展。

在远古时期，我国的热处理已经出现萌芽。古代热处理技术发展的基础是火。火的利用是不能不提的。在旧石器时代，火主要被用于取暖照明烹饪和驱赶野兽。中国古人类在用火方面素有传统。最迟在 46 万年前的北京猿人时期，我们的祖先已学会了用火。已有的考古资料表明，北京周口店山顶洞人居住的洞穴中发现的灰烬，是世界公认的具有典范的人类用火的最早遗迹之一。中国古代先民将火用于材料热处理是从新石器时代开始的。在新石器时代早期，古代先民在劳动和生活中，经常与泥土打交道，发现泥土与适量的水混合后，就会有粘性和可塑性，可以用手随意地塑造成各种形状。泥坯凉干变硬，可盛东西，但泥器怕水。过火的泥坯不怕水，这可能是源于一次偶然的发现。从此开始，由于火，由于热处理，使粘土转变为经久、耐火、耐水的陶器。这是人类自觉进行热处理的最早事例。根据现有考古资料表明，我国陶器出现在距今 7000 ~ 10000 年以前，它是世界上最早出现的陶器。经测定早期的陶器大都经历 750 ~ 1 000℃温度左右的热处理，这使得泥坯中的石英、云母、长石等粘土矿物发生高温转变。此后，人们对陶器的选料和烧成条件不断实践，使我国早期的陶瓷工艺远远领先于世界其他地区。普通泥质陶具容易破碎，我国先民又发明了在泥土中加入一定量的砂，由于在粘土中加砂烧制成夹砂陶器，使材质的膨胀系数降低，抗冷热稳定性大大提高。夹砂陶器在很多新石器时代的遗址均有发现。

在夏朝和商朝时期，我国古代先民也开始认识金属、加工金属以及冶铸金属。人类应用铜的历史可追溯到公元前 7250 年以前。退火工艺的发明应该说是人类金属热处理的开端。研究表明早期的铜及其合金不经过退火是不适宜进行大形变量加工的。铜及其合金容易发生加工硬化，中间退火产生再结晶使铜合金软化，以便进行进一步的加工，这一技术以后广泛应用于制造兵器和生活器具。国外采用锻造和退火的工艺对青铜进行加工处理很早就已经出现。中国古代先民应用铜及其合金的历史要晚于两河流域。根据发掘出的早期器物，有的认为我国约于公元前 5000 已有冶金术的萌生。迄今所知的中国最早的金属遗物是临潼姜寨属仰韶文化半坡类型一期遗址发掘的铜片、管。此外，还有山东大汶口文化遗址出土的距今约 6000 年的红铜屑和辽宁建平出自牛河梁红山文化遗址的红铜环等。可以认为在大约公元前 7000 年至公元前 3000 年出现的远古的金属遗物已经表明金属技术在这块土地上开始萌生。尤其是公元前 3000 年后半叶的龙山文化时期，中国有关的出土铜器有 11 类 50 多件。龙山文化时期的铜器都属于刀、锥、凿、钻一类的小件工具和饰物，其成形方法用铸造或锻造，有的刃具在加工中可能经过退火处理。原北京钢铁学院冶金史组对由甘肃永靖秦魏家遗址出土的约公元前 1700 年的青铜锥的分析表明，其基体组织为再结晶固溶体，晶粒粗大，$\alpha+\delta$ 共析组织沿加工方向变形，很明显该组织经历过再结晶退火。古代兵器如剑、戟、斧、戈等，需要进行锻打成锋刃，为防止锻造过程中的开裂，须采用锻间退火处理。“锻乃矛戈”是商周时期有关制作兵器的记载，有效地应用退火技术，才能制作出制形复杂、锋利异常的宝剑。

退火还在陨石加工中被应用。陨铁实际上属高铁镍合金。居住在两河流域的人类从公元前 3000 多年以前就开始使用这一“天赐”的金属。为了制造刀具或小件物品，他们采用了退火或锻造工艺。这是人类最早的钢铁热处理。我国在商周遗址中共发现了七件陨铁制品，有经过锻造和退火加工的痕迹。其中年代最久的是 1972 年河北藁城台西村商代遗址出土的属公元前 14 世纪的铁刃铜钺。在铁刃中有高、低镍层状组织，确认系采用含镍较高的陨铁锻制而成。另有一件是 1977 年在北京平谷县刘家河村的商代墓葬中发现的铁刃铜钺。其中的铁刃被锻造成 2 mm 左右厚的薄片。这一铁刃铜钺明显是经历过锻造和退火加工。相比之下，中国的陨铁加工较两河流域晚些，这些制品的退火加工是否是中国先民所为，在国际考古学界仍有争议。国外有相当多的学者认为，这一件物品很有可能是从中东或亚洲其他地区引入的，他们认为中国用铁历史较短，在当时还没有能力进行类似的金属加工。

退火在商代被用于自然金的加工。自然金主要来源于天然金块和砂金的熔块。金在早期的一个重要用途是做成很薄的金叶或金片，来装饰器物。国外早期通常采用冷加工使金片的厚度减到百分之几毫米。中国出土的金制品多为饰物，如金臂钏、金耳坠、金珥、金叶等，出土的商代遗存中还有相当薄的金箔。如安阳大司空殷商墓出土的金箔，其厚度为 0.01 ± 0.001 mm，经原北京钢铁学院冶金史教研室分析，其晶粒大小均匀、晶界平直，认为是采用锻打和退火工艺制成的。由于中国早期在建筑等方面的大面积装饰需要，促使中国工匠在金箔的加工中应用了退火处理。退火的应用，使中国商代就拥有了金箔。

周朝，特别是春秋战国时期，是我国的冶铁术的肇始时期。这期间出现了固体渗碳制钢术。固体渗碳是采用将工件埋入固体渗碳物质中进行处理的工艺技术，它是最古老的热处理技术之一。中国固体渗碳处理大约开始于春秋时期，其年代大约在公元前 7 至前 6 世纪左右，这是金属化学热处理的开端。固体渗碳钢可以制作更加锋利、细长的兵器，是换代的兵器材料。中国古代的文献《越绝书》对此有描述，“黄帝之时，以玉为兵，……禹穴之时，以铜为兵，……当此之时（文中指春秋时期，笔者注），做铁兵，威服三军”。固体渗碳制钢在我国的应用比国外制铁业的发源地落后了大约十个世纪。采用固体渗碳法制取的产品被称为块炼铁。我国出土的块炼铁实物不多，考古证实在春秋晚期墓葬中已经出现中碳的块炼铁渗碳钢。如对湖南长沙杨家山出土的春秋晚期钢剑的分析表明，其碳含量（质量分数）为 0.5% 左右，属块炼铁渗碳钢制品，其年代为公元前 6 世纪左右。

战国时期，我国古代热处理的一项举世瞩目的成就是发明了铸铁柔化术。经大量的考古证实，我国铸铁的发明大约在春秋中期。迄今发掘出年代最早的铸铁残片是在山西天马——曲村晋文化墓葬中出土的。属于战国早期用白口铸铁制成的产品亦发掘出十余件。中国工匠为了克服白口铸铁的脆性，大约于公元前5世纪发明了适用于铸铁柔化处理的退火技术，在河南洛阳战国早期灰坑出土的铁锛，其内部组织为莱氏体，表面有约1 mm左右的珠光体带。珠光体层的存在，使白口铸铁具有韧性，很明显这是通过退火处理得到的组织。与铁锛同坑出土的还有一个铁镈。这一铁镈已基本锈蚀，其残部经金相检验表明，其基体组织为铁素体脱碳层，石墨组织为比较完善的团絮状退火石墨。可以认为这是通过退火得到的展性铸铁。据分析其大约是经过在900℃或稍高的温度下，进行长时间的退火，使渗碳体分解，得到团絮状的石墨，欧洲同类型的可锻铸铁的出现是在1720年之后。

根据文物考古分析，中国古代淬火技术可能最早被应用于块炼铁中。考古发掘的一件淬火实物是河北易县燕下都武阳台村战国晚期遗址出土的钢剑。其碳含量为0.5%～0.6%，整支剑身由高碳层与低碳层相间组成，刃部主要由淬火马氏体所构成。这是典型的块炼渗碳钢叠打锻造的淬火组织。经过锻打块炼铁，铁吸收了碳分，减少了夹杂物就成为钢。这种钢组织紧密、碳分均匀，适用于制作兵器和刀具。这一炼钢技术的进一步发展是“百炼钢”技术。对战国时期的钢铁制品的金相分析还发现钢铁内部有类似回火和正火的组织，我国工匠可能在无意之间应用了类似于回火和正火的工艺，从而拓展了钢铁制品的用途。

中国古代金属表面处理主要有“鎏金”、“鎏银”和镀锡。最常用的是汞齐法，即将被镀金属溶于水银中，然后采用擦涂的方法将其覆于基材之上。该技术一般应用于铜器的装饰处理。已知早期的鎏金物件为山东曲阜出土的长臂铜猿，墓葬年代为春秋战国之交。陶弘景后来对汞齐的作用指出：“水银……能消化金、银，使成泥，人以镀物是也。”中国古代的玻璃制造术也是在周朝开始发展起来的。1976年在陕西省宝鸡茹家庄地区发掘出的西周都市遗址中，发现四种不同形式的玻璃扁株和绿色玻璃管状项链。此外，还在金村、长沙、辉县等地战国墓葬中，出土过一批白色、翠绿色、暗绿色的玻璃制品，色泽美观，大都半透明。据分析，它们大多是含铅、钡量较高的“铅钡玻璃”。与西方常见的“钠钙玻璃”在成分上有很大的差异。“铅钡玻璃”的加工温度低，虽具备多彩、晶莹的特点，但有易碎、透明度差的缺点。

秦汉两朝是我国冶铁规模蓬勃发展的时期。西汉的竖炉已发展到相当规模，南阳出土的铸铁炉耐火砖的复原情况表明，当时的竖炉高约3～4 m，直径2 m，东汉的太守杜诗还发明了鼓风工效大得多的水排。而且在两汉时期，炒钢技术已经普及，用此技术可生产出熟铁。相应的古代热处理加工也出现了全面发展的状况。这时期的工匠在掌握和应用钢铁退火加工方面取得很大进步。除了对锻钢件实施中间退火以外，以退火作为最终的热处理手段看来也被古代工匠所采用。满城1号汉墓和呼和浩特二十家子出土的同时代的铠甲片都是块炼铁材料，从其表层的显微组织观察，为铁素体组织，其最终的处理工艺应属于退火工艺。此外，原北京钢铁学院冶金史研究室对河南出土的188件汉代铁器进行过金相普查。结果表明被普查的铁器的40%属铸铁经脱碳处理而制取的钢件，其中大部分的农具的显微组织均为珠光体和渗碳体，甚至有一部分渗碳体已经球化。依此可以看出，古代工匠对中、高碳钢实施的是在723℃附近长时间的退火，他们采用了这种方法在某些情况下获得了球化退火组织。脱碳处理是一种化学热处理。这一技术在秦汉两朝被大量应用来加工白口铸铁。灰铸铁内部的石墨成片状，是性能较好的铸铁，当代的灰铸铁是靠添加促进石墨化元素和控制冷却速度实现的。中国古代则很早就获得了灰口组织。原北京钢铁学院冶金史教研室曾经普查了汉代的铁器，发现在铸造生铁中灰铸铁占21%，麻口铸铁占4%，他们认为汉代灰铸铁的生产已属成熟的工艺，麻口铸铁则是生产灰铸铁时偶然得到的。古代工匠似乎已经知道灰铸铁的性能特点，在满城汉墓出土的公元前112年的车轴，用的就是灰铸铁，其组织中有石墨，可起耐磨和减摩的作用。这是发掘出的最早的灰铸铁。由于古代的灰铸铁含硅量低于现代的灰铸铁，灰铸组织的获得很可能是灰口化的退火处理的产物。当然，汉代灰铸铁也有可能是依靠控制凝固的冷却速度而得到。但更可能是对铸铁采用了在窑炉中高温退火的方法。更值得注意的是在被普查的铁器的内部出现了球墨组织。球状石墨是在鉴定渑池汉魏窖藏铁器时发现的。我国的考古工作者通过对某些具有球墨组织的铁器的分析表明，其球状石墨的形貌、结构及力学性能与现代靠添加球化剂获得的石墨无异，球化等级达到现代球墨铸铁金相标准的1～2级。而国外的研究者是在1942年对意外获得的高韧性铸铁的金相观察后才进而确定出铸铁的球墨化退火工艺。汉代在淬火方面也取得很大成就。这时期发明的“百炼钢”主要用于制造兵器的技术。百炼钢折叠、锻打次数很多，碳分比较多，组织更加细密，成分更加均匀，所以钢的质量有很大提高。在西汉中晚期，我国又出现了新的炼钢技术“炒钢”，这是在生铁冶铸技术的基础上发展起来的一种炼钢新技术。炒钢技术是炼钢技术的一项突破，它能提供大量廉价、优质的熟铁或钢，满足生产和战争的需要。炒钢的出现也大大促进了百炼钢技术的发展，人们可以以炒钢为原料，经过反复加热、折叠、锻打成质量很好的钢件。在山东临沂苍山出土的安帝永初六年的环首钢刀和徐州铜山出土的章帝建初二年的钢剑，分别记有“三十湅”和“五十湅”的字样。这期间古代工匠还发明了局部淬火，对徐州狮子山楚王陵出土的4件凿刀的金相分析表明，该4件凿刀都经过对刀头的局部淬火处理，以获得刀头硬、刀体韧的效果。对在山东苍山汉墓出土的环首钢刀、陕西扶风汉墓钢剑和汉代刘胜错金书刀的分析也表明，这些刀剑仅在刃部观察到马氏体，剑的脊部未见淬火组织。

魏晋和南北朝时期，我国在淬火剂的掌握和应用方面取得很大突破。三国时期的蒲元明确指出水质对淬火的影响。《太平御览》引《蒲元传》中有说蒲元“熔金造器特异常法。刀成，自言汉水钝弱，不任淬用。蜀江爽烈，……乃命人于成都取之。”不同的水质对淬火的影响不可否认，但在《蒲元传》中可能是过分强调了。然而有趣的是在15个世纪以后西方国家居然出现了与上述故事雷同的美国到英国取水淬火的事件。我国对淬火技术有重大贡献的另一人是南北朝的綦毋怀文。《北史·艺术列传》指出“怀文造宿铁刀，其法烧生铁精，以重柔铤，数宿则成钢。以柔铁为刀脊，浴以五牲之溺，淬以五牲之脂，斩过三十札。”五牲之脂是动物油，淬火应力小、变形开裂倾向小。文中还可见綦毋怀文创造性地提出了采用尿液的淬火工艺。五牲之溺是含盐水，冷却能力强，淬硬层深。令人们感兴趣的是，如何来理解文中提及的“浴以五牲之溺，淬以五牲之脂”，如果是双液淬火，则这一出现在公元6世纪的淬火技术则是一个重要的突破。

中国瓷器的制作有悠久的历史。一般认为，青瓷作为瓷器的代表是在三国时期诞生的。它的制作是将高岭土做成瓷坯，在其中掺入酸性氧化物，经摄氏1 000℃的高温煅烧，成为瓷器。实际上在新石器时代晚期，中国古代先民用瓷土作原料，在高温烧成的刻纹白陶和印纹硬陶，是原始瓷器出现的基础。解放后，从遍及南北的墓葬中，出土了许多东汉、三国、两晋时代的青瓷器皿。从这些出土的青瓷来看，

由于普遍地采用了优质的矿物原料作为坯体，而且在胎骨中酸性氧化物二氧化硅相对地增加了，碱性氧化物氧化钙、氧化镁、氧化钠等都相对地减少，这种情况导致青瓷烧成温度不断提高。在高温下烧结的青瓷器，其胎骨的玻化程度高，而且由于坯料加工精细，其他杂质很少，同时在其表面施一层青色玻璃质釉，使得这种青瓷制品异常美观、坚硬，标志着中国陶瓷生产进入一个新的时代。

宋元时期古代工匠除了采用百炼钢技术以外，还采用了熟铁和生铁合炼的技术。“团钢”和“灌钢”技术，实际上都属于液体渗碳制钢法。北宋的沈括在《梦溪笔谈》中描述了团钢的制备方法，是“用‘柔铁’盘屈之，乃以‘生铁’陷其间，泥封炼之，锻令相人，谓之‘团钢’”。液体渗碳与固体渗碳比较，有渗速快、渗层厚度均匀和产品质量稳定等优点。具有冶炼生铁坚实基础的中国古人独创了以熔融生铁为渗碳剂的液体渗碳方法，极大地推进了我国古代的钢铁制造业。液体渗碳究竟始于何时，目前尚不清楚，很有可能《吴越春秋》描绘的“三百人鼓橐装炭，金铁乃濡”就是液体渗碳的开端。采用液体渗碳方法制取“灌钢”的技术可能很早，西晋的张协有“楚之阳剑，欧冶所营，乃炼乃烁，万辟千灌”。这里所谓“灌”，可能指的是“灌钢”，到宋代，灌钢流行全国，已经取代炒钢和百炼钢，成为当时主要的炼钢方法。这是我国古代热处理技术的一项独创性的成就。

明清时期，中国古代工匠采用了许多热处理技术。有关的记载很多。如明代宋应星的《天工开物》、明代方以智的《物理小识》、清代徐寿基的《续广博物志》和清代陈克恕的《篆刻缄度》等。这时期我国工匠在淬火的控制火候上也有所发明，如采用预冷淬火。预冷淬火对减小刀具的畸变、提高刀具的强韧性有益处。明代宋应星的《天工开物》中有对采用预冷淬火技术制锉的记载：“以已健划成纵斜文理，划时斜向人，则方成焰。划后烧红，退微冷，入水健。”其中“退微冷”，就是预冷淬火工艺。

在化学热处理方面，在应用液体渗碳方法制钢方面又有了很大进展，这时采用所谓的“生铁淋口”技术，生产的钢材被称为“苏钢”。宋应星在《锤锻》篇中提及采用液体渗碳法对锄具进行表面处理的工艺。锄用“熟铁锻成，熔化生铁淋口，入水淬健，即成刚劲。”可以看出，该工艺是将锄具在熔化生铁中渗碳，目的是使其表面成为高碳钢，经淬火后得到马氏体而强化。在固体渗碳处理上采用焖熬法固体渗碳工艺。明代宋应星的《天工开物》中记载了一种焖熬法固体渗碳技术，他写道：“凡针，先锤铁为细条。用铁尺一根，锥成线眼，抽过条铁成线，逐寸剪断成针。先搓其末成颖，用小槌敲扁其本，刚锥穿鼻，复搓其外。然后入釜，慢火炒熬。炒后以土末松木火矢、豆豉三物罨盖，下用火蒸。”可知当时的渗碳是在釜中进行的，采用釜外供热方式，固体渗碳剂中松木火矢是一种木炭，同书有说明火矢是木材经“不闭穴火”所获产物，是主要的渗入剂；豆豉也是含碳物质是辅助渗入剂；土末是分散剂，对防止含碳物质的相互黏结和炭黑的析出有一定的作用。这与当今的装箱固体渗碳方法如出一辙。固/液渗碳处理不同于固体或液体渗碳，它是以固态物质为骨架或载体，液态物质为渗剂的渗碳方式。最常见的固/液渗碳工艺是膏体法渗碳，是将含碳物质混和于粘性物质中，形成膏体，涂于工件表面，在后续的加热处理中，碳渗入工件表面。为了在涂膏中获得液相，一般在膏体中都要添加盐类，盐在 600～900℃经常呈熔融态。《便民图纂》提及：“羊角、乱发俱煅灰，细研，水调，涂刀口，烧红，磨之。”羊角、乱发经煅烧后主要成分为氧化钙、碳酸钙和未充分燃烧的生物角质，这些物质含碳。其中氧化钙、碳酸钙主要是被用作为载体，而未充分燃烧的生物角质为含碳渗入剂。明代《物理小识》“器用类·淬刀法”中干脆用未经煅烧的生物角质为含碳渗入剂：“一以羊角、乱发为末，调覆刀口，不必蟾酥而自然灰埋也。”其中羊角、乱发是主要的含碳物质，碳含量高于其灰；“蟾酥”为癞蛤蟆皮下的汁液，是生物油脂，油脂不仅可做黏结剂，也可做渗碳剂；“自然灰”主要成分是碳酸钠。看来此工艺开始时的关键是以蟾酥为添加剂，以后发展成以自然灰为重要添加剂的工艺。这两种添加剂都是很必要的，自然灰的应用是一个明显的进展，不仅因为自然灰来源相对广泛，更重要的是因为碳酸钠具有明显的碳原子的催渗效果。现在液体化学热处理常用碳酸钠作为渗碳促进剂，在膏体中亦有其催渗效果。

至迟到宋代，中国传统的金属箔的制造业已很成熟。在《天工开物》、《绘事琐言》等古籍中均有记载，即将金片初锻后，层层叠入特制的乌金纸，扎成束，加以锻打和退火。其中间退火处理，可能是连同乌金纸一起置于炭炉中，在约 100℃的温度下加热，以消除加工硬化。其最终退火处理是利用锻造的余热，将金片连同乌金纸缓慢冷至室温。因创造性地采用乌金纸间隔、扎束锻打和退火的独特工艺，才得以制作比国外更薄更均匀的金箔。除金箔外，中国古代还有关于银箔的记载。银箔主要用于器物的装饰。元代陶宗仪《南村辍耕录》中载：“凡器作饰物，…以金薄或银薄依银匠所用纸糊罩，置金银薄在内，逐旋细切取。铺已，旋漆上，新绵揩拭牢实。”锡箔是用量很大的金属箔，其最大的用途是制作纸钱和装饰。关于锡箔的制造在古籍中也有报道。其加工制作也是采用层层叠合锻打和退火，不同的是古人可能认识到了锡的表面易形成隔层（即氧化层），因此不采取金属片之间间隔的办法。此后，又开发了蒸汽退火加热技术。用蒸汽加热可使温度控制在略高于 100℃，既可获得很高的延展性，又可避免锡箔过度氧化。

从近代起，我国传统冶铁术已无法满足市场需要，尽管仍有地方生产“灌钢”或“苏钢”，如在安徽的芜湖、湖南的湘潭、四川的重庆、威远等地人们还在使用这一传统技术，但在全国范围内，这一传统的液体渗碳制钢法不再成为制钢主要手段。我国的钢铁一方面依靠进口，另一方面开始建立近代化的钢铁厂。从 1868 年开始，相继建成福州船政局铁厂、江南机器制造总局炼钢厂、汉阳铁厂、民族资本和兴铁厂、扬子机器公司铁厂、本溪湖炼铁股份公司钢铁生产厂，这些工厂不仅生产生铁和熟铁，还可提供大量的钢材。这时积累长期经验所形成的传统热处理技术仍在金属加工中发挥重要的作用。采用熔融生铁作为渗碳剂的液体渗碳法的表面处理技术还有所发展，这些方法通常称为“擦生”或“擦镝”，其具体处理方法在不同地区还有许多种。在江西采用的是类似于宋应星描述的“生铁淋口”技术，河北、山西、内蒙等地区采用的是“擦渗”法，东北地区则采用“铺渗”法，福建、广东则更像是“煮渗”法。在淬火及回火的工艺控制方面已很成熟，如民间在淬火剂的选择上和进行钢铁控冷自回火方面发展了很多技巧，如“淬黄火”和“淬白火”等。在刀剪制造行业中也逐渐建立了某些名牌商号，包括北京王麻子和杭州张小泉等，尽管他们不知刀剪的内部组织结构，但他们在长期的实践中总结出来的工艺技巧，使其能达到性能控制的目的，从而生产的刃具坚韧、耐用。焖熬法固体渗碳方法已成为渗碳的重要技术，在近代被华中和华北地区的工匠所采用，他们所用的“釜”是铁锅，制备的钢被称为“焖钢”。

2　中国近代热处理进展

热处理是机械工业中的一项十分重要的基础工艺，对提高机电产品内在质量和使用寿命，加强产品在国内外市场竞争能力具有举足轻重的作用。但是人们认识到这一点却花了相当长的时间和很大的代价。由于热处理影响的是产品的内

在质量，它一般不会改变制品的形状，不会使人直观地感到它的必要性，弄不好还会出现严重畸变和开裂，破坏制品的表面质量和尺寸精度，致使制造过程前功尽弃。所以在我国的制造业中长期存在着“重冷（冷加工）轻热（热加工）”现象，以致这个行业一直处于落后状态。

由于工业基础的薄弱和在战争中遭受的破坏，我国的热处理在20世纪40年代还仅仅属于一种作坊式的生产，尚未形成实质性的产业。在工科院校中无热处理的专门学科，因而也缺乏高层次的专业技术人才。当时的热处理操作大都是家传技艺，笼罩着神秘气氛，处于十分落后的境地。

我国的热处理产业起源于20世纪50年代初前苏联援建的156项企业。其中的机械工厂都设有热处理车间和工段，购买了大批前苏制热处理设备，包括箱式、井式、盐浴等30、40年代水平的电阻加热炉，并相应建立了第一批按前苏联图样生产这些类型设备的电炉厂。一些高等工科学校经过院系调整后，创建了包括在机械制造工艺系中的热处理专业，于1954～1956年培养出了第一批专科和本科的热处理专业正式毕业生。50年代末和60年代初还有从前苏联学习归来的一批热处理专业留学生。陆续建立的一些科研机构和大专院校，基本上能按照材料和应用发展的步伐开展热处理基础和应用技术的研究开发，涌现出一系列的科研成果。由此，从人才培养、研究与开发，生产技术的革新和设备制造等方面初步形成了一个较完整的专业体系。

由于科研和生产应用的脱节，对革新生产设备的忽视以及长期闭关锁国造成的目光短浅，20世纪60～70年代的机械、冶金工厂的热处理生产技术没有出现明显的进步。直到80年代实现了和国际社会的沟通，引进了先进的技术和设备，一些大型骨干企业的生产技术有了明显的改观。

2.1　热处理行业现状

据中国热处理行业协会在制订国家热处理行业“十一五”规划时的调查，2003年我国的热处理概括起来有以下几方面的基本情况。

（1）企业总数

全国全能企业热处理厂、分厂、车间、股份制、民营热处理企业约15 000家。其中全民所有制企业约占80%，有12 000家；个体民营和股份制企业占20%，约3 000家。由于内地许多地区在进行国营中小企业改制，华东、华南沿海城市民营企业仍在不断涌现，也有不少外资企业准备在沿海城市设热处理加工厂，“十五”后期民营与股份制企业总数仍会继续上升。

（2）热处理员工总数

按全国热处理厂点15 000家，每家平均员工25人计，全国员工总数约37.5万人。其中，企业技术人员比例平均为8%，约3.0万人；管理人员约9%，约3.3万人。

（3）热处理加热设备总数

按企业数占全国企业总数的5%计，反算得出的全国热处理加热设备（以75 kW为一标准台）约15万台，装机容量11×10^6 kW。

（4）热处理生产能力

设每台设备平均生产率为100 kg/h，全国平均1.5班工作制，15万台加热设备的年生产能力近45×10^6 t。

（5）热处理能源消耗

设热处理加热设备的平均利用率为30%，全国平均1.5班工作制，15万台设备的每年实际热处理生产量为13.5×10^6 t，消耗电总量为9.9×10^9 kW·h。

（6）热处理年营业额

在调查中，热处理加工的平均价格为2.30元/kg，按全年实际产量13.5×10^6 t计，全国热处理年营业额约310亿元。若以平均利润率10%计，年创利润总计30亿元。热处理行业增值税率平均达12.5%，每年向国家纳税约39亿元。

2.2　科研、开发和新技术应用成果

（1）物理冶金基础研究的进展

结合新工程材料的研究和发挥已有材料的潜力，上海交通大学开发了金属相变理论和强韧化机理的研究，对马氏体、贝氏体的组织形态、精细结构、预相变机制、形状记忆合金与超塑合金中相变机制都进行了深入研究。控制渗碳、渗氮和热过程温度、应力场的计算机模拟也是上海交通大学上世纪80年代以来工作的突出方面。

西安交通大学为根据机器零件服役条件及失效形式正确评价选择材料，长期开展关于材料宏观性能、微观组织及其相互关系的研究。周惠久教授提出了小能量多次冲击理论用以修正一些材料评价和选用的准则。结合低碳马氏体在生产中的广泛应用，取得显著成效。

哈尔滨工业大学多年来在雷廷权教授领导下坚持了金属形变强化的理论和实践的研究，对一定温度和形变度下的金属再结晶规律，形变热处理后不同组织和性能之间的关系有许多重要结论，并在此基础上引导和开发了一系列形变化学热处理方法。形变热处理应用的典型例子是汽轮机叶片和柴油机连杆的锻后余热淬火，既可节约电能，又能提高性能。哈尔滨工业大学还在金属基复合材料、双相钢、铜基和铁基形状记忆合金和陶瓷韧化以及金属和合金的离子镀和离子注入等方面取得了突出成就。

北京科技大学在低合金高强钢、微合金钢的理论和实践，控制轧制，非晶态材料稀土元素在钢中作用以及金刚石薄膜沉积等方面开展了系统研究，所得成果在冶金行业获得实际应用。

特别应指出的是柯俊教授早期提出的贝氏体无扩散切变机制和阿隆松的扩散－台阶机制在国际上成为分庭抗礼的针锋相对观点。徐祖耀、康沫狂、俞德刚等人在贝氏体相变理论和开发贝氏体钢以及贝氏体等温处理方面都有突出贡献。

（2）热处理生产技术的进步

1）渗碳技术的进步　渗碳是汽车、拖拉机工业应用最广的工艺方法之一。20世纪50年代实现了从固体渗碳到井式炉中滴入液体渗剂的气体渗碳的过渡，改善了产品质量，提高了工效。60年代初研制成功LiCl露点仪以后，首先在井式渗碳炉上实现了滴入甲醇和丙酮的可控渗碳。在掌握了吸热式气氛制备方法和研制成功密封渗碳炉以后，用露点仪实现了密封渗碳炉的碳势控制。60年代末期研制成功红外线二氧化碳分析仪。为了提高碳势控制精度，在70年代推广了红外仪，主要用于井式炉的滴注式渗碳。目前用滴甲醇和煤油方式的可控渗碳已达到相当普及的程度。尤其是在70年代末、80年代初大量引进滴注式密封渗碳炉和多种微处理机可编程序控制器碳势控制仪问世以后，在密封多用炉上也广泛应用起来。

由于往炉中滴入甲醇和煤油，炉气中的一氧化碳成分不稳定，甲烷含量也达到1%～2%程度，只用二氧化碳红外仪的单因素控制很难达到±0.05%的控制精度。为此，便研究开发出了二氧化碳、一氧化碳和甲烷的多因素碳势控制的仪器和方法。

因为制备吸热式气的原料——天然气和液化石油气供应紧张，而大量使用甲醇，生产成本高，迫使工业生产寻找别的出路。碳分子筛变压吸附制氮（PSA法）技术的出现为解决这个难题创造了条件。80年代初期，研制成功国产碳分子筛的同时，用氮基气氛、甲醇和乙酸乙酯（或煤油）的合成氛渗碳法便应运而生。与此同时，引进了气氛微量氧（氧势）测量、控制技术和仪器。目前应用氮基合成气氛和氧探

头的炉气控制技术的渗碳、用微处理机控制碳势和渗层深度的方法已在生产中得到广泛应用。个别工厂还引进了 Supercarb 直生式渗碳法的设备和工艺。目前在汽车、摩托车、工程机械、轴承、齿轮、紧固件行业的可控渗碳、碳氮共渗、氮碳共渗技术已达相当普及程度。

20 世纪 80 年代以来，本土设备制造企业已能成系列生产密封多用炉、推杆连续炉渗碳、淬火、清洗、回火生产线和网带炉生产线。应运而生的尚有与之相配套的碳势和工艺过程自动控制系统的商品生产供应。1990 年代以来，国际知名设备制造企业相继在国内建立合资、独资生产厂，为热处理企业提供了可靠性高、价格可以接受的先进设备。为此，也刺激、提高了本土设备制造厂的制造水平，为近十年大量涌现的民营、股份制专营热处理加工企业和国营大厂的热处理技术改造和设备更新创造了好的条件。

2）真空热处理技术的普及　1970 年开始研制油、气淬火冷却的冷壁式真空热处理炉，1980 年成系列地批量生产。目前本土制造企业已能成系列地提供真空加热炉、油气淬火炉、低压渗碳炉、1 MPa（10 bar）高压气淬炉、真空烧结炉和钎焊炉。真空淬火、高压气淬炉的最高温度可达 1 350℃，真空烧结炉最高可达 1 800℃。各种炉种和炉型的产量在 200 台以上。近几年航空工业和模具工业的发展对真空热处理炉、真空钎焊炉，特别是真空加热高压气淬炉有大量需求，推动了真空设备制造业的兴旺。低压渗碳和高压气淬技术的结合，为车辆齿轮的延寿、减畸（变）和降噪提出了新的途径，而体现此先进技术的半连续式生产线的开发为大批量生产的汽车齿轮热处理的技术改造提供了可能。在 21 世纪之初，国内已有数家汽车、柴油机齿轮制造厂引进了此类设备和生产线。

由于模具对表面质量和畸变的高要求，真空高压气淬已几乎成为模具热处理不可替代的技术。目前在华南和华东沿海，稍具规模的民营热处理加工企业都拥有至少一台 0.4MPa（最多的有 6 台）的真空加热高压气淬炉。在切削刀具行业，数控和加工中心的广泛应用，强烈要求刀具具有高的质量和长的寿命，城市的环保也对热处理提出更严格要求，真空加热高压气淬也因此成为高速钢刀具热处理替代盐浴加热淬火的首选工艺。

3）感应加热的广泛应用　感应加热技术在汽车、拖拉机、发动机工业中得到广泛应用。在汽车制造中有 200 多种，近 50% 重量的零件采用感应加热淬火，例如曲轴、半轴、凸轮轴、刹车凸轮、转向节、变速导块槽口、气门调整螺栓、进排气阀端头、球头销等。其中东风汽车公司半轴的横向磁场加热淬火是最具代表性的先进技术。利用横向磁场的矩形感应器实现了半轴表面和圆角的一次加热淬火，使生产效率提高数倍，半轴的抗弯扭疲劳强度提高 10 倍。具有故障报警、诊断功能、由计算机自动控制的半轴感应淬火自动生产线已多年稳定投入生产。我国汽车工业的感应加热热处理已达到国际先进水平。

我国的感应电源制造企业自 1990 年代引进 SIT（静电感应晶体管）、IGBT（绝缘栅双极晶体管）和 MOSFET（金属氧化物半导体场效应晶体管）全固态晶体管电源以来，老式的电子管高频电源和机式中频发电机组已逐步被晶体管电源代替，本土企业生产的新式电源已能基本满足用户企业在功率和频率上的要求。感应淬火机床朝柔性化、自动化、智能化方向发展，具有识别零件、控制功率、自动调节工艺参数、故障显示、报警、诊断的感应加热淬火装置，在汽车工业生产中也逐步推广应用。

4）化学热处理的潜力得到发挥　除渗碳、碳氮共渗以外的化学热处理，尤其是钢在铁素体状态下的化学热处理，其特点是工件畸变小，对提高机器零件耐磨减摩性能，提高抗疲劳、抗腐蚀性能和抗咬合能力以及节能降耗有明显效果。自 20 世纪 60 年代机械部机械科学研究院研制成功盐浴氮碳共渗（软氮化）和无毒原料氮碳共渗，并在生产上应用以来，又陆续开发出碳氮硼三元共渗、氨 + 吸热型气氛、氨 + 空气、氨 + 二氧化碳的气体氮碳共渗和氮氧共渗以及低氰盐浴渗氮、抛光、氧化的 QPQ 技术和 LT 盐浴氮碳共渗，在汽车、摩托车、轻纺机，机床，工模具、紧固件、仪器仪表、兵器等行业获得广泛应用。由于效果好、成本低，工艺过程简单、毒性很小，特别受到上列行业外资企业和外销产品企业的青睐。

气体渗氮虽然工艺周期长，但因渗层硬度高，提高零件耐磨性效果好，且工件畸变小，在机床精密零件中广泛应用。上海交通大学潘健生教授在 1980 年即对控制渗氮技术开展了系统研究。通过对氨分解率（H_2）的精确控制，可以获得预想的钢件渗层氮含量和理想的组织结构，在生产中得到推广应用。山东工业大学（现为山东大学材料工程学院）和江苏机械研究所（现为铸锻热处理研究所）在 1970 年研发出可得到脆性小的单相 Fe_2B 层的固体渗硼法和粒状渗硼剂商品。武汉材料保护研究所亦于同期开发出硼砂盐浴渗金属技术（类似日本的 T.D 法）。两者在提高冶金、矿山机器零件和模具寿命上充分发挥出了化学热处理的潜力。

5）离子热处理的盛行　早在 20 世纪 70 年代初北京机床研究所就研制成功国内第一台 10 A 离子渗氮试验装置。此后，离子渗氮技术的研究在全国各地如雨后春笋般开展起来。对工艺参数、渗层组织和性能之间的关系进行了系统研究，探索了钢中含碳量和合金元素以及原始组织、温度、时间、压力、气体介质成分对渗层组织的影响。判明了形成 γ、ε 相，$\gamma' + \varepsilon$ 或 $\varepsilon + Fe_3C$ 复合相化合物层以及无化合物层的条件，测定了钢件在多种服役条件下最适宜的组织形态。这些结论对离子渗氮的扩大应用打下了良好的基础。到 1980 年末全国已有上千台离子渗氮设备、数十家离子渗氮设备制造厂，兴起了一场推广离子渗氮技术的高潮。

除离子渗氮外，许多科研单位、大专院校还开展了离子渗碳、碳氮共渗、离子软氮化、硫氮和碳氮硫共渗、离子渗硼等技术的研究开发，但由于技术复杂、生产成本高、环保和安全卫生等因素，未得到广泛应用，生产应用最广的还是离子渗氮。

离子镀渗技术的研究和应用也是我国热处理技术进步的范例。太原工业大学、北京联合大学和电子部第一研究所对离子镀渗机理、工艺参数的优选、镀层质量和工艺的关系进行了深入研究，开发出了多层辉光离子渗金属和多弧离子镀技术，不仅可以在金属制品表面获得致密的 TiN 沉积层，得到 W、Mo、Cr、Ni 等单元素镀渗层，而且还可以使 W、Cr、Mo、V 等元素按不同组合和比例同时渗入普通钢材，使其表面得到相当厚的类似高速钢成分的镀渗层，从而代替昂贵的高速钢。

6）激光和电子束热处理　激光热处理的试验研究起始于 1979 年。最初是在 250 W 的小功率激光器上用小试样验证了钢表面相变硬化的效果。目前二氧化碳激光器已能做到 10 kW 的功率，激光器、导光聚焦系统和 5 坐标工作台都能自行制造。

开展了激光和电子束表面相变硬化、熔化凝固、表面涂覆和表面合金化的试验研究。激光相变硬化在汽车发动机汽缸套、弹性联轴节主簧片、纺织机锭杆、量具块规、凿岩机汽缸等机器零件上获得应用。一汽、二汽、北京内燃机总厂、西安内燃机配件厂都已建立起缸套的激光硬化生产线。

十几年来，从国外引进的大功率二氧化碳激光器有十数台之多。目前国产设备已基本取代进口。

大功率激光器的研制和生产单位有华中理工大学、上海

光机所、沈阳机电设计院、中科院北京自动化所等。承担国家863科研项目、在激光热处理应用上做出贡献的单位有沈阳金属所、北京机床所、北京市机电研究院、原机械部北京机电所、长春机械研究所等。原机械部北京机电研究所和中科院自动化所合作研制了15 kW的电子束热处理装置。

7）热处理质量的严格控制　产品质量愈来愈严格的控制是近代热处理技术发展的主要特点之一。这是随着金属学规律愈来愈精确的研究，测试传感技术和仪器制造的长足进步以及电子计算机普及应用的必然结果，我国在这方面取得的进步主要表现在以下方面。

① 工艺过程的自动化作业。采用顺控器或微处理机按热处理工艺的要求实现装料、加热、冷却、清洗、回火，卸料等工序的自动化生产过程已在部分汽车、拖拉机、轴承、紧固件等大批量生产的企业投入使用。汽车工业的大型连续式渗碳、淬火、回火生产线和密封多用炉生产线大都采用微处理机控制的自动化作业。在真空热处理设备上用顺控器或微机的程序控制作业也有许多成功的经验。

② 工艺参数的严格控制。对热处理工艺参数，如时间、温度、炉气成分和压力、淬火介质的浓度、杂质和冷速（搅动程度）的严格控制可使工件保持稳定的高质量，使工件的表面质量、表面和心部硬度、渗层的渗入元素浓度和梯度、渗层深度都能得到有效的控制。在我国，由于晶闸管控温和PID仪表的普及，一般热处理电阻炉（800～1 000℃）的控温精度可达到±5℃，甚至±2℃。采用红外线气体分析仪和计算机可对炉气中的CO_2、CO、CH_4炉气压力等因素控制甚至达到±0.02%的精度。目前晶闸管控温技术已达相当普及程度，各种规格的控制器都可在市场上买到。一些高校，科研单位和企业开发的按工艺参数和质量关系的数字模型用计算机直接控制产品的尝试已取得成功，部分成果已在生产上应用。

③ 严格的质量管理。通过热处理行业协会开展的质量管理信得过企业、规范企业评选活动和质量检验员的培训，在21世纪初热处理企业的生产管理和质量管理水平有了明显提高。大部分企业都重视改善质量检验条件，除国营企业外，大部分民营企业都购置了金相显微镜、硬度计、磁粉探伤仪，少数企业还配备有看谱镜、定量金相显微镜；通过评选的两类企业和大部分被调查企业的技术工人都经过培训和持证上岗，在生产中建立了热处理工艺卡、流程卡、检验规程、质量档案等各项管理制度，主动执行热处理质量管理标准和热处理炉有效加热区测定以及各类工艺标准。由于这些工艺条件的严格规定，工艺操作的规范化，职工素质的提高，这些企业的热处理件质量分散度逐步降低，产品一次合格率提高到98%以上，到2003年底通过ISO9000认证企业近1 000家，占全行业企业总数的6%，占营业额500万元以上企业总数的20%左右。

8）热处理专业化生产蓬勃发展　自国家实行市场经济后，1995年以来热处理专业化生产发展神速，主要表现在民营、股份制专营热处理加工的企业迅猛增长。在2003年主要集中在沿海城市的这类企业总数至少在2 000家以上。近几年，华北、东北等地民营热处理企业亦有明显增长趋势。全国热处理专业厂有可能达到3 000家。保守地设每个企业平均年营业额200万元，全国这类企业的年营业额可达60亿元，约占全国热处理总营业额的20%。此比例大于美国的10%，小于日本的30%。不可否认，这是20世纪80年代国家提倡专业化生产以来，在近几年取得的最大成就。

9）热处理生产技术改造和设备更新如日中天　大部分民营企业认识到高技术起点对保持企业强竞争能力的重要性。他们有足够的资金和能力购置先进的热处理设备，航空、兵器、船舶工业企业近几年受惠于国家的国防现代化政策，进行了大规模的技术改造和设备更新。汽车工业的空前发展对先进热处理技术和高精热处理设备形成大量需求，航空工业企业和沿海以轻工产品模具为主要对象的民营企业近几年增添了大量真空热处理设备，尤其是高压气淬设备。汽车、兵器工业企业和以汽车、摩托车零件为主要对象的民营企业则以多用炉生产线为主要技术改造内容。个别汽车公司的热处理部门还引进了低压渗碳和高压气淬热处理生产线。船舶工业企业则以高炉温均匀性的碳势精确控制的大型井式渗碳炉为技术改造目标。在这些企业中，由于生产技术改造的蓬勃开展，少无氧化热处理的比重已达到90%以上。基本上实现了少无氧化、少无畸变、少无污染、少无废品、少无人工、少无质量分散的先进的热处理生产。

10）热处理设备制造有了转机　“九五”期间，因国营企业资金拮据，尚未兴起热处理设备更新高潮，更由于外资企业的进入，国内热处理设备市场竞争白热化，使不少技术落后、经营不善的企业濒临倒闭边缘。“十五”以来，大量民营企业的涌现，使设备需求大增，外资企业的进入和用户的高技术起点也使不少设备制造厂励精图治，不断提高自己的产品档次，赢得了用户。值得一提的是不少设备制造企业应用户要求采用优质配套件和仪表，其中不乏国际名牌产品，使国产设备的可靠性有了明显改善，为热处理加工企业的技术改造和设备更新创造了好的条件。

2.3　热处理标准化的进展

实行改革开放政策以前，热处理标准的基础是很薄弱的。1980年以前，在国标和冶标（YB）中只有12项钢材的冶金质量标准，机标（JB）中只有8项热处理标准，且大多数是产品质量检验标准。改革开放以来，特别是在提出等效采用国际标准方针后，包括热处理标准在内的标准工作出现了新的局面。政府各部门的标准化机构都设专人负责热处理标准化工作。在提出的热处理标准体系表中罗列了制修订94项国标、部标的计划。在1981～1985期间共完成21项标准的制修订任务。为了使标准化工作实行跨部门、跨地区的行业管理，以动员更广泛力量尽快实现标准的现代化，国家标准局（现改为国家技术监督质量检验检疫局）在1985年决定建立各行业的全国性标准化技术委员会。1986年3月在国标局主持下成立了由30名委员和顾问组成的第一届跨行业，跨部门的热处理标准化技术委员会。秘书处设在原机械工业部北京机电研究所。1991年改选成立了第二届委员会。1997年和2001年改选为第3、4届委员会。委员会的主要任务是：向国家主管部门提出本行业标准化工作的方针政策性建议，制订本行业标准体系表，提出长远规划和年度工作计划，组织本行业标准项目的制修订工作，审查本行业国标和行标草案，并在技术上把关，负责标准的宣传贯彻、解释、咨询，提出标准成果的奖励建议等。

经过近20年的努力，已制修订出76项国标和行标。其中绝大部分内容是热处理通用技术标准和工艺标准，不包括产品质量标准。大多数是国标的热处理通用技术标准在国内和国际贸易谈判中对金属材料经热处理后的组织和性能有了一个能公认的品质优劣的判据，产品的质量检验方法也有了一个共同的准绳。新制订的热处理工艺标准可用来严格控制生产条件（设备仪表精度、可靠性与维护、温度、炉气、加热和冷却介质等），是实现热处理生产全面质量管理的有效措施。

近几年由全国热标委会组织开展的针对热处理专业厂的达标验收活动提高了企业贯彻热处理标准的积极性，改善了企业的生产管理和质量管理，提高了企业的信誉、效益和核心竞争能力。

2.4　热处理行业、学术团体

中国全国性的热处理行业、学术团体是中国热处理行业协会（英文名称是 CHINA HEAT TREATMENT ASSOCIATION，简称 CHTA）和中国机械工程学会热处理学会（英文名称是 CHINESE HEAT TREATMENT SOCIETY，CMES，简称 CHTS）。

2.4.1　中国机械工程学会热处理学会

中国机械工程学会成立于 1936 年，下设 29 个专业学会和 30 个地方省市学会，是全国最大的学术团体。热处理学会成立于 1963 年，第一任理事长是原上海交通大学副校长、中科院院士、已故的周志宏教授。当前是第八届理事会。学会的宗旨是致力于学科发展和行业技术进步。学会下设学术，编辑出版，咨询与培训，青年，周志宏奖励基金 5 个工作委员会，物理冶金、化学热处理、冷却技术、可控气氛热处理、真空热处理、典型零件热处理、感应热处理、计算机应用、高能密度热处理、表面技术等 11 个技术委员会，学会的常设机构是秘书处，挂靠在原机械工业部北京机电研究所。学会的主要任务是开展国内外学术交流，编辑出版《金属热处理》、《金属材料热处理学报》、《中国热处理技术通讯》等刊物，定期组织、编辑、出版《热处理手册》等专业工具书、教学用书、技术丛书、会议文集，定期举办国际展览，组织继续教育和培训，承担工程项目的论证、评估、咨询，科技成果鉴定，组织技术难题攻关、科技成果的宣传推广等。学会于 1981 年成为国际热处理与表面工程联合会（IFHTSE）成员，成功地举办了 1983 年 IFHTSE 的第三次国际大会（上海）、2004 年第 14 次大会（上海）、1993 年的第 4 届国际热处理讨论会（北京）、2003 年的国际淬火冷却与畸变会议（北京）。学会的第三届理事长雷廷权院士曾被选为 IFHTSE 的第 11 届执委会（1994～1995）主席。

2.4.2　中国热处理行业协会

中国热处理行业协会的前身是中国机械工业工艺协会热处理专业协会，成立于 1986 年 7 月。该协会成立的背景是政府主管部门为在政府和企业间架设桥梁，巩固和发展专业化协作成果，改善企业的经营管理，提高企业的产品质量和经济效益，并为今后政府实行宏观调控，协会（同业会）实行行业管理奠定基础。因此，协会的会员是企业。

为了精简机构和减少层次，原机械部于 1989 年决定撤消工艺协会，建议原下属的专业协会升格为一级协会。为此，经民政部批准，于 1991 年成立中国热处理行业协会。

理事会是热协的权力机构，由会员代表大会选举产生，秘书处是办事机构，设在（挂靠）北京机电研究所。协会的第一任理事长是原机械工业部陆燕荪副部长。

热协的主要任务是开展对企业基本情况的调查分析，制订行业发展规划，为政府部门的决策提供建议，推动行业间的横向联合和专业协作，为企业提供咨询服务，提供技术经济情报和市场信息，组织企业间的经营管理和生产技术改造的经验交流，维护会员合法权益，排解和仲裁会员之间的经济纠纷，组织工人和技术人员培训，在会员单位中宣传贯彻热处理新标准，开展国际间信息交流和合作。

中国热协下设经营管理、工艺装备、工艺材料、教育培训、咨询服务、对外联络 6 个工作委员会，按照理事会决议和秘书处的计划开展各项活动。

中国热协每年召开一次热处理厂长、经理会议，一次地方热协秘书长会议。近几年重点研讨提高企业质量管理水平，生产技术改造和设备更新问题，通过开展培植质量管理信得过企业和热处理规范企业活动来达到此目的。中国热协在各地方热协积极配合下进行了全国行业情况调查，取得了圆满结果，为全行业长远规划的制定打下了基础。

中国热协编辑出版了《中国热处理年鉴》、多期《热处理工作者通讯》和系列手册、工具书等，和江西省科院物理所联合举办《国外金属热处理》杂志，和热处理学会、北京机电所、热标委会联合举办《金属热处理》、《热处理技术通讯》，组织制定“八五”、“九五”、“十五”、“十一五”行业发展规划，和学会联合组织两年一次的北京热处理国际展览，多次组织会员单位和企业负责人赴欧、美、日本等热处理技术先进的国家考察，每次都有很大收获。

中国热协多年来为会员和企业做了大量服务工作，在政府和本行业企业间起到了桥梁和纽带作用，在制订和组织执行行业规划，提出奋斗目标，发展专业化协作方面起到了对政府的参谋作用，在改善企业管理，推动科研成果商品化，帮助企业开拓市场、排忧解难、技术改造、人员培训、改善管理、促进文明生产、开展国际交流与合作等方面起到了协助政府进行行业管理的作用。事实证明，随着改革的深入，世界经济一体化的发展，行业协会工作将显得愈来愈重要。

编写：唐　电（福州大学）
樊东黎（全国热处理学会）

第 3 章　热处理技术展望

由于热处理在材料应用科学和制造业中的重要作用，在科学进步、广泛重视和精心研究开发的推动下，近代热处理技术有了神速的发展。激光和等离子技术在热处理中的广泛应用是科学进步促进热处理发展的典型例证。材料结构变化规律、组织和性能关系的透彻研究以及计算机模拟技术、传感技术的发达，使渗碳、渗氮、冷却等热处理工艺过程成为可控，使热处理参数的在线控制，甚至无人作业以及零的质量分散度成为现实。

1　历史的回顾

自俄国冶金学家 D.K. 切尔诺夫 1868 发现钢在加热和冷却过程有组织转变，F. 奥斯蒙德用热分析法确定了钢的相变临界点温度以及合金相图的建立以来，热处理从工匠手艺发展为科学技术只有百余年历史。

在这段历史中，无论是作为热处理基础的物理冶金理论抑或是实用生产技术都取得了辉煌成就。其中最值得称道的理论贡献是：

1）E.C 贝茵、P. 梅拉和威列尔在 20 世纪 20～30 年代对钢和杜拉铝相变机制的系统研究成果。

2）P. 德拜、G.V. 沃尔富、W.G. 布赖格等从 20 世纪 20 年代开始的用 X 射线衍射法对金属合金和其中相的晶体结构的一系列研究结果。

3）G.V. 库尔莫夫和萨克斯对低碳马氏体相变的晶体变化的共格特征进行了精确测定，确立了著名的马氏体相变的晶体 K－S 关系。

4）金属晶体位错结构缺陷的发现及其对强度影响规律的结论使物理冶金理论向更微观和更量化的深度发展，解释了金属材料热处理强韧化效果的机理，并启发了一系列热处理新技术的开发，特别是各种类型的形变热处理新工艺。

5）柯俊、阿隆松分别提出了贝氏体转变的无扩散-切变和扩散-台阶机制的两个针锋相对观点。徐祖耀、康沫狂、俞德刚等人在贝氏体相变理论研究和开发贝氏体钢方面有突出贡献。

在实用生产技术发展上值得回顾的有：

1）1890 年英国首次公布了制备不可燃气氛发生炉的专利。该气氛用于金属的光亮热处理。

2）德国的 A. 富利 1921 年申请了在井式炉中通氨渗氮的专利。

3）P.P. 阿诺索夫在 1837 年就倡导用气体渗碳法，而经过 100 年后（1935 年），前苏联的利哈乔夫汽车厂才有了第一台用煤油裂解气的罐式连续渗碳炉，直到 20 世纪 50 年代才逐步取代了固体渗碳和用氰盐的液体渗碳。

4）前苏联的 G.V. 沃罗格金在 20 世纪 40 年代逐步把感应加热技术应用到炼钢、锻造加热和表面淬火热处理等领域。

5）20 世纪 40 年代末出现了用 LiCl 露点仪的碳势可控渗碳。

6）离子渗氮于 20 世纪 30 年代在德国就有了专利，而 Klöckner 公司则在 50 年代末开发出商品设备，并推向工业应用。

7）20 世纪 60 年代初瑞士的 H. 魏斯发明了在井式炉中的 CARBOMAAG 滴注可控渗碳法。

8）20 世纪 60 年代中期，用吸热式气（载气）、甲烷或丙烷（作富化气）并用 CO_2 红外仪测控炉气碳势的可控渗碳在汽车工业中得到推广。与此同时，第一代的冷壁式真空加热油中淬火炉和真空渗碳炉问世。

9）20 世纪 50 年代开发，60 年代推广的被称作 Tenifer 或 Tufftride 商品名称的盐浴氮碳共渗，使渗氮周期由数十个小时缩短到 1～2 h，可明显提高传动件的抗疲劳、耐磨性和抗咬合能力；由于处理温度低（$<580℃$），工件畸变小。其缺点是所用氰盐剧毒，废盐废水需妥善处理。

10）为避免使用剧毒的氰盐，20 世纪 60 年代后期开发出了 NH_3 + 吸热式气（Nikotrier）和 NH_3 + CO_2（Nitroc）在 570℃的井式或箱式炉中施行的气体氮碳共渗法，随后在汽车曲轴、低载齿轮等零件上获得广泛应用。

11）20 世纪 50 年代高分子聚合物溶液开始用作淬火剂。最早使用的此类聚合物是聚乙烯醇（PVA），以 0.1%～0.3%的含量度用做感应加热件的喷冷淬火，其冷却能力介于水油之间，不易燃，无污染。20 世纪 60 年代美国联碳公司推出 UCON（聚烷撑二醇 PAG）系列合成淬火剂，可代替油用于铁和非铁合金的淬火及固溶处理的冷却。随后又有一系列其他类别的合成淬火剂商品问世。

12）高、中、工频以及超音频和超高频、超高频脉冲感应加热表面热处理工艺广泛应用。各种静态固体电路高频、大功率电源相继问世，全自动程控多工位淬火机床和自动装卸料机械手或机器人获得工业应用。

13）20 世纪 80 年代氧探头逐步代替红外仪用于炉气碳势控制的传感器和计算机仿真自适应控制、无损检测技术、机器人装卸结合，使大批量生产的汽车零件的渗碳、淬火、清洗、回火、质检全过程实现自动化和无人作业。

14）20 世纪 90 年代，欧洲 Ipsen International、ALD 和 ECM 等公司相继推出低压渗碳、低压离子渗碳和高压气淬的周期炉和半连续生产线，为提高效率、改善质量、减少畸变和保护环境作出贡献，为汽车工业热处理的未来提供了前景。

近 20 年来，热处理新技术的大量涌现，为机器制造业的发展，为机械产品质量的提高，为热处理企业的技术改造积累了大量的技术储备，为热处理生产技术的进步提供了广阔前景。

2　热处理的总体发展战略

纵观国内外热处理技术的发展，其总体战略的出发点大致可归纳成五个方面。首先是可持续发展战略（endurable development），其次是产品质量的持续提高（enhancement of products quality），第三是节约能源（energy saving），第四是实现精确生产（exact production），最后是提高生产效率（efficient process technologies），降低产生成本。五个方面的英文字头都是 E，故称之谓 5E 战略。

2.1　可持续发展战略

1992 年联合国在里约热内卢召开的人类环境与发展大会提出了“以公平原则，通过全球伙伴关系促进全球可持续发展”的全球 21 世纪行动纲领。朱镕基总理在 2002 年 9 月的世界可持续发展首脑会议上把这个问题提到“人类与自然协调和谐，环境与发展相互促进”的高度。这就使可持续发展成为世界任何国家在自己的各种经济建设活动中都必须遵循的首要原则。

在可持续发展的内涵中，首先是环境，其次是资源的有

效利用和再生。热处理是和环境、资源密切相关的加工过程。其生产物料和剩余物料都可能是导致污染的源泉。避免污染的原则应是预防第一，治理第二。因此热处理先进技术的发展首先要考虑清洁和安全的生产技术，安全选用和使用生产物料，避免形成有害剩余物料的技术。对于不得已产生的有害物质也必须有先进的无害化处理方法，使剩余物料达到国家规定的安全排放标准。

热处理用的燃料、电力、水、油等资源的有效利用、节约使用和再生后重复使用的潜力巨大。热处理加热设备的能源必须因地、因时制宜地合理选择，加热设备的热效率有很大的提高余地，燃烧产物的废热必须充分利用，大量的冷却用水必须循环使用，自工件表面清理下来的油脂应分类回收，失效的淬火油应收集精炼重复使用或作为它用。总之，资源的有效利用和再生是热处理行业可持续发展战略的很重要的组成部分。现在人们对这个问题重要性的认识还远没有达到对环境的认识程度。

当前国家领导人和许多有识之士都充分认识到这个问题的解决已经到了必须立法和制订法规的时刻。可喜的是我国的环境保护法已经出台，国际标准化委员会也对企业提出了ISO 14000的环保要求，我国的一些企业已经通过了ISO 14000的认证。

2.2 产品质量的不断提高

我国加入WTO后，经济和国际接轨，为企业提供了动力，增加了压力，既制造了机会，也带来了严峻的挑战。中外合资企业的纷纷建立，外国独资企业的涌入使国内制造业的产品面临激烈的市场竞争。这种竞争表现在产品质量、价格和售后服务上，但核心在产品质量。

产品质量的高要求既是压力，也是动力。它可以带动热处理的技术改造和设备更新，从而使机器零件的质量和寿命产生大的改观。热处理企业的设备更新给设备制造业带来了商机，但国产热处理设备由于工艺水平低，可靠性差，在对外开放形势下也面临激烈竞争，使许多国内热处理设备制造厂濒临倒闭状态。提高热处理设备的质量和可靠性也是当务之急。与此同时，设备配套件、泵、阀、电器元件、仪器、筑炉材料等的质量和可靠性如果不能很快有大的改善，热处理设备的水平就不可能有大的突破，必定在竞争中继续吃败仗。

提高产品质量必须在实行企业科学管理的基础上，加强产品质量管理，普遍认真开展企业的ISO 9000系列标准的认证，在生产过程中认真执行热处理各项工艺标准和热处理件的组织性能质量标准，才能使产品质量迅速上一个新台阶。

2.3 能源的有效利用

在机器制造工艺过程中，热处理是耗能大户。其电能消耗一般为机械制造企业的20%～30%。据20世纪90年代调查，全国每年用于热处理的电能约86亿度，占总发电量的1%左右。我国机械工厂的热处理用电费用占生产成本约40%。可见合理选择热处理能源，有效和节约使用能源也是热处理生产技术发展和改造的重要出发点之一。

电是二次能源，热电厂发一度电约需10 250 kJ的热能，发电的效率在30%～40%。如果热处理加热炉的热效率能达到80%，则按一次能源的利用率计算，综合热效率只有24%～32%。而利用天然气的燃烧炉，再加上利用烟道气的燃烧空气预热，综合热效率达到60%～65%是很容易做到的。因此在有条件使用天然气的地域，用燃烧炉代替部分电阻炉，从能源利用上是很有利的。

先进的加热设备除能体现先进工艺外，节约能源是很重要的指标。热处理炉应有最小的散热损失，最小的炉衬蓄热，废热要充分利用，燃烧炉应有高效的燃烧器或辐射管，还要有合理的燃烧制度。

合理选择工艺具有极大的节能潜力，而且可在极小的投入条件下获得明显效果。缩短加热时间，降低加热温度，用表面热处理代替整体热处理，简化工艺过程，合理选择工件材料等都是很好的节能措施，关键在于生产岗位上的技术人员的节能意识的强弱。

生产的合理组织，能源的严格管理也是节能的根本措施之一。提高热处理设备负荷，保持连续生产对于节能是非常重要的。从这层意义上，专业化生产是非常有利的方式。

2.4 精确的生产过程

近代的物理冶金理论几乎可以洞悉金属在热处理过程中的组织、性能、化学成分，甚至原子状态的瞬息变化，从而可以利用精确灵敏的传感控制系统对热处理产品质量进行精确的在线控制，从而做到100%的合格率。在设备上精确保证生产条件，如炉温均匀度、加热和冷却速度以及工件材料化学成分和淬透性带的范围等就可以实现在不同炉次、同一炉次不同部位产品质量的同一性和再现性，使产品的组织性能、畸变等质量的分散度达到趋于零的程度，真正实现精密生产。

2.5 高效的生产技术

提高劳动生产率，降低生产成本，获得最大的经济效益永远是热处理生产和所有企业追求的目标。实现高生产效率的重要前提是单一品种的批量化生产。在大批量、规模化生产条件下，采用生产过程自动化、质量的在线信息化、工艺参数和质量效果的模拟和自适应控制可以最大限度地提高生产效率，实现无人作业，由此也可以完全消除人为因素，保证产品质量低分散度。

缩短生产周期的热处理工艺既能节约能源，也能提高生产效率。提高设备的可靠性，减少故障率，可以减少维修次数，减少辅助时间。在多品种小批量生产方式下采用柔性设备和多用设备生产线也可提高生产效率。当然在专营热处理加工企业，生产计划的优化管理，合理的生产组织，使设备保持满负荷运转都是保证高生产效率的有效措施。

3 先进热处理技术的发展方向

如前所述，由于受到制造业的高度重视，近代热处理技术发展神速。其主要发展方向可以概括为8个方面，或称做为8个少无（Less or Non），即少无污染、少无畸变、少无（质量）分散、少无浪费（能源）、少无氧化、少无脱碳、少无废品、少无人工。现分别列述如下。

3.1 少无污染

热处理是冶金、机械行业的重要组成部分，也是形成环境污染的不可忽视的方面。提高对热处理生产污染问题的认识进而采取有效的预防和治理措施，才能使其对环境和生态的危害降到最低程度，只有靠各行各业的共同努力，才能保持一个干净的，能使人类健康生活的世界。

美国金属学会热处理学会和能源部1997年提出了2020年热处理Roadmap，届时热处理的污染应该是零。

（1）热处理的污染源

热处理生产排出的废气、废水、粉尘、废渣、噪声和电磁辐射都会使作业环境和生活环境、大气和水质发生污染。

热处理引起大气污染的主要根源有：

1）煤的燃烧　燃烧产物中有SO_2、CO和烟尘。好在我国用于热处理的煤炉数量不多，今后用煤加热的热处理炉也会逐步减少。

2）油、天然气、发生炉煤气和液化石油气的燃烧　当前热处理炉的加热主要用电，由于能源的有效利用和天然气资源的开发，燃烧炉会逐步增加。如燃料中含硫和燃烧方式不当，排出的废气中含 SO_x、NO_x、CO。工件表面残留的切削油在热处理前不经清洗，加热时会排出油烟。油淬火工件不经清洗即行回火也会产生大量油烟。大件或大批件在油中淬火时也会形成油烟。

3）盐浴蒸气　NaCl、KCl、Na_2CO_3 和 $BaCl_2$ 等中性盐蒸气危害较小，但会引起设备和仪器仪表的腐蚀。NaCN、KCN、$(NH_2)_2CO$、Na_2CO_3 等活性盐浴蒸气中含 HCl、HCN 等剧毒、腐蚀性气体。

4）清洗液和碱液蒸气　我国多用热碱液清洗，用专用洗涤液清洗也逐渐多起来了。热碱液的蒸发尚未构成对环境的明显影响。

5）喷砂粉尘　喷砂仍然是清除工件表面氧化皮和锈蚀的主要手段。全国大多数工厂采用干法喷砂，估计每年近万吨 Al_2O_3 和 SiO_2 粉尘排向大气。

热处理引起水体污染的主要因素有：

1）淬火油　老化废油、自油槽掏出的渣和泥不经处理排放会造成江河、水道水体的严重污染。工件油淬后清洗液中的油不经分离和清洗液一起排放，后果严重。

2）水基淬火剂　盐、碱水溶液等无机淬火剂长期使用后含有钢的合金成分，盐浴有害物质，尤其是剧毒氰盐和氯化钡，任意排放会严重污染水体。

3）清洗用水　液体渗碳、氰化、硫氰共渗、Sur－Sulf 处理和 QPQ 处理的工件在清水中冲洗后，表面残留的氰根几乎全部溶入水中。清洗水中的 CN^- 必须稀释至允许标准才可排放。

热处理的噪声是由燃烧器、压缩机、真空泵、气动系统和电风扇等引起的。声强大、持续时间长是其特点，经常使作业点噪声达到 90 dB 甚至 100 dB 以上。热处理渣的来源是煤炉的煤渣、盐浴脱氧捞出的渣和废盐。当前煤炉使用不多，煤渣也有限。盐渣和废盐问题严重。中性盐中的 $BaCl_2$ 有毒，目前尚难以杜绝使用。渗碳和氰化盐浴废渣、废盐含剧毒氰盐，必须经完全无害化处理后才能归正常废弃物处理。感应电源的功率大，电磁辐射强，须采取屏蔽措施，才能使操作人员免受伤害，公共通信免受干扰。

（2）热处理污染的预防

综上所述，热处理的污染是足以引起我们注意和及早采取有效措施的大问题。热处理污染的治理要从两方面入手：一方面采取无污染、少污染的工艺方法；另一方面将形成的有害物质经过无害化处理后排放。为此，制订一系列的有害物质容许量标准和研究开发各种有害物质无害化有效处理方法是必要的。但是最根本的措施还是有意识地研究推广少无污染的热处理工艺，做到清洁的热处理生产。

1）清洁的能源　热处理加热的能源可以用煤、天然气、城市煤气等燃料，也可以用电。用电比用燃料贵，但从环境保护角度用电比用燃料干净，而且比较容易控制生产过程和产品质量。从国际发展趋势看，过去欧洲国家多采用燃料加热，近 20 年由于水电、核电比重的增大，电成本有大幅度降低趋势，用电的比重逐渐多起来了。我国机械工业的热处理设备用电的比例占 90% 以上。从能源的清洁程度看，这是很有利的。

2）清洁的介质　金属制品的热处理可在气体、固体、液体介质和流态介质中加热。气体介质有空气、水蒸气、CO_2、CO、H_2、N_2、Ar、He、烃类裂解气、多元制备气体。氧气、水蒸气、CO_2 是氧化性并对钢有脱碳性的气体。金属氧化后如需施行表面清理，不但会引起工艺操作上的麻烦，也会造成一系列的污染，而在惰性（N_2、Ar、He）和还原性（H_2、CO、裂解气、多元制备气体）气体中加热可保持原始光亮表面，也会使工件表面的氧化物还原。故后两种介质应该是清洁的介质。真空是极稀薄的气体介质，当其中的氧分压达到相当低的程度时可避免金属氧化。

属于液态介质的有油、熔盐和熔融金属。在液态介质中加热有速度快的优点，但表面粘附的油、熔盐事后很难清理，脱氧不良的熔盐也会引起氧化，在后处理过程中又会造成污染。熔融金属主要指铅，而铅蒸气的毒性使得近代的热处理技术完全摈弃了铅浴加热。属固体介质的有煤、焦碳、石英砂、铸铁和各种固体渗剂。工件埋在煤和焦碳中加热，温度难以控制，表面质量会受到硫的危害，而埋在石英砂铸铁屑中可在一定程度上起到减轻氧化作用。

能有效防止粒子飞扬的流态床是一种很好的加热介质，加热效率接近于盐浴，但比盐浴耗能低，启动快，污染小，应属于清洁的加热介质。

3）热处理清洁的加热方式　热处理用电作为能源的加热方法分电热辐射加热法、电阻接触加热法、感应加热法、激光和电子束法等。以接触法、感应法和激光法加热时，即使在空气介质中也由于加热快、时间短，金属表面氧化微不足道。这些方法也可划为清洁的热处理加热方式。

4）清洁的液态淬火介质　如上所述，热处理淬火油会造成环境污染和失火的危险，淬过火的工件尚需进行清洗，清洗液的处理和排放又会造成操作上的麻烦。因此西方有淬火油将被水溶性有机淬火液逐步取代的说法。水基有机介质的确可避免油的缺点。从这个意义上看，有机和无机水基介质应划为清洁的淬火液范畴。

5）清洁的气冷淬火工艺　金属制件在密封的真空炉中加热，随后在强惰性气流中冷却可完全防止表面氧化，避免开裂，减少变形，保证达到要求的硬度，是典型的清洁淬火工艺。

6）清洁的气氛制备技术　用于保护加热和控制渗碳的各类制备气氛（prepared atmospheres）是实现清洁生产的重要条件，而在选择气氛和制备方式时也必须有以清洁生产作为出发点的考虑。目前获得实际应用的保护气氛和可控气氛有 H_2、N_2、He、Ar、吸热式、放热式、氨分解、氨燃烧、木炭气、氮基合成气氛、滴注式裂解气以及不用气体发生炉的炉内直生式气氛等。碳分子筛常温空气分离制氮法是 20 世纪 70 年代开发，80 年代实用化的先进技术，利用制备氮和甲醇裂解气混合、成分接近于吸热式气氛的合成气氛是一种适合我国国情，绕开气源供应困难的典型的清洁气氛制备技术，而德国 IPSEN 公司开发的 SUPERCARB 炉内直生式气氛及碳势控制方式也是清洁生产、节约能源、简化生产过程的有效方法，值得研究开发推广。

7）清洁的燃烧脱脂法　从机加工送到热处理车间的工件表面有大量油污，如事先不清理干净，放入炉中加热会产生大量烟气灰尘污染生产场地和工厂周围空间。采用溶剂和碱清洗会造成氟氯烃逸出，破坏大气臭氧层，而带油的碱废液又容易使水质污染。燃烧脱脂法是美国 Holcroft 公司不久前开发的新技术。其实质是利用工件表面油脂的自身燃烧而除去污物，与此同时又实现了工件的预热，而且在燃烧产物具有微氧化性条件下使工件表面产生轻微氧化，又有助于消除渗碳和碳氮共渗时的内氧化及黑色组织，得到均匀的渗层深度和优异的渗层组织。燃烧产物的废热还可二次利用，如用于后清洗碱液的加热，以及回火炉的加热。

8）清洁的真空脱脂法　由于溶剂清洗对大气的破坏，国际上禁用氟氯烃规定即将生效，各工业国家纷纷研制不用溶剂能达到相同效果的工件清洗方法。最近欧洲和日本公司相继开发的真空清洗法进入实用化，有了第一代商品。

9）可代替酸浸的表面氧化物还原处理——光亮退火法 如前所述，热轧钢材表面氧化皮影响下一道加工工序和工件表面质量，目前尚大量采用的酸浸法会造成严重环境污染，危害操作工人健康。而此种钢材在通以 H_2、N_2+H_2、带还原性的放热式气氛中加热会使表面氧化物还原，冷却后获得光亮表面的效果，避免了酸浸的污染，实现了清洁生产。

10）用湿法喷砂代替干法喷砂 湿法喷砂技术目前已臻成熟，且有商品设备出售，当前的问题是要大力宣传、推广，使工厂认识到干法喷砂对工人健康和环境的危害，主动改善劳动条件。

11）清洁的热处理工艺 在量大面广的热处理生产工艺中首推正火、退火、淬火、回火、渗碳和渗氮。在这些热处理工艺中实现清洁生产的主要措施是真空和可控气氛技术的应用。

（3）热处理污染物的无害化处理

如前所述，污染的治理是一种迫不得已的办法。当前在工具行业中使用含 $BaCl_2$ 的盐浴或 100% $BaCl_2$ 盐浴在所难免，手工锯条和锉刀的氰盐浴渗碳少数企业仍在使用，低氰根的 Sul - sulf、QPQ 盐浴氮碳共渗法尚在盛行，等温分级淬火在许多情况下必须用硝盐，包括有毒的亚硝盐。这些有害、有毒物质必须经无害化处理达到规定安全标准后才可排放。

1）钡盐渣的处理 用 Na_2SO_4 或 $Na_2CO_3+H_2SO_4$ 作为沉淀剂，将可溶性有毒钡盐转变为难溶于水的无毒硫酸钡沉淀。

2）亚硝酸盐的处理 往硝盐渣中加入次氯酸钠（NaClO），将易溶于水的有毒亚硝盐氧化成无毒的硝酸盐溶液，然后排放。无毒的硝酸盐是优质的农田氮肥。

3）氰盐渣的处理 最早的氰盐渣无害化处理方法为用硫酸亚铁（$FeSO_4$）、NaOH 或 Na_2CO_3 与 NaCN 反应生成亚铁氰化钠[$Na_4Fe(CN)_6$]其反应为：

$$2NaOH+FeSO_4 = Fe(OH)_2+Na_2SO_4$$

$$Fe(OH)_6+6NaCN = 2NaOH+Na_4Fe(CN)_6$$

或 $Na_2CO_3+FeSO_4 = FeCO_3+Na_2SO_4$

$$FeCO_3+6NaCN = Na_2CO_3+Na_4Fe(CN)_6$$。

亚铁氰化钠也是一种有毒的化合物，虽然其毒性比 NaCN 小，受到强烈灼烧时仍会分解出 NaCN。所以这种所谓的无害化绝不是万全之策。

氰盐渣的另一种化学无害化处理方法是在碱液中使氰化物氧化，即在碱液中加入氯或漂白粉。其反应为：

$$2NaCN+4NaOH+2Cl_2+2H_2O \longrightarrow (NH_4)_2CO_3+Na_2CO_3+4NaCl$$

完全反应需要的氯或漂白粉应经过严格计算，并在实际操作中适当过量。从反应式中可见，反应产物都是无毒的。

第三种方法是电化学处理法，这是一种开发不久的有效方法，其效率和经济性都优于化学法，但在氰盐浓度低时（$<200\times10^{-6}$）反应时间比化学法长得多。故经常是两种方法的综合使用：含量大时先用电化学法处理，降到 200×10^{-6} 时再化学法处理。电化学处理法的反应如下：

$$2CN^-+8OH^- \longrightarrow 2CO_2+H_2+4H_2O+10e^-$$

$$2CNO+4OH^- \longrightarrow 2CO_2+N_2+2H_2O+6e^-$$

3.2 少无畸变

金属制件在热处理时的形状和尺寸变化是不可避免的现象。过大和不均匀的畸变会增加加工余量或使之报废。汽车变速箱齿轮热处理后一般不施行加工，畸变会使其失去互换性或增大间隙，增加车辆噪声。美国福特汽车公司 1992 估算，全公司由于热处理畸变每年要增加 15 亿美元的设备，年运行成本增加 2.3 亿美元。所以尽量减小畸变一直是许多热处理工作者终生努力的目标。

美国金属学会热处理学会和能源部提出的热处理 Roadmap，目标是 2020 年实现零畸变。

金属制品的热处理畸变是因表层和心部冷却的不同步所形成的热应力和相变产物具有不同比容导致的相变应力。因此，任何减少热处理加热和冷却的热应力和相变组织应力的措施都可以减少热处理畸变。常用的减少热处理畸变的工艺有：等温和分级淬火、压力淬火、低温化学热处理、合理的装炉加热方式、合适的淬火剂、均匀的淬冷过程和淬火回火时的校直等。

1）等温分级淬火 等温淬火是将工件加热到奥氏体化温度，然后冷却到 M_s 点以上，过冷奥氏体稳定区域长时间保持，奥氏体转变为珠光体 + 贝氏体组织（见图 1.3-1）或单纯贝氏体组织（见图 1.3-2）。分级淬火是把钢件奥氏体化后在 M_s 点稍高温度的热浴中保持（过冷奥氏体不发生转变），然后自浴中取出在 $M_s\sim M_f$ 区间空冷（图 1.3-3），也可在热浴中冷却到 M_s 点，取出空冷（图 1.3-4）。等温淬火一般在硝盐浴中进行，分级淬火在低温硝盐浴或热油中进行。等温和分级淬火除可减少工件畸变，防止开裂外，尚可使钢件获得强韧化效果。其缺点是淬火效果受到工件尺寸的限制。中碳结构钢和高碳工具钢贝氏体等温淬火工件截面 5～10 mm。碳素钢马氏体分级淬火工件的截面尺寸为 10～20 mm。合金结构钢等温分级淬火全淬成马氏体的截面尺寸为 15～40 mm（见图 1.3-5）。许多高强钢飞机零件、汽车减速箱齿轮渗碳后的淬火，碳素钢和合金钢刀具都广泛采用等温分级淬火。

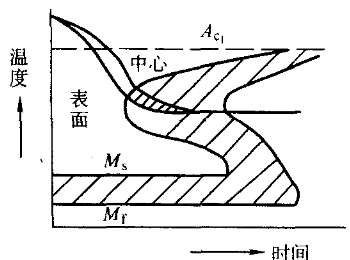


图 1.3-1 奥氏体→珠光体 + 贝氏体转变的等温淬火

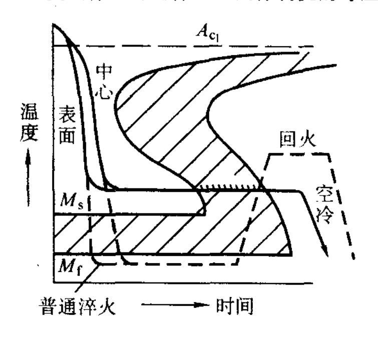


图 1.3-2 奥氏体→贝氏体转变等温淬火

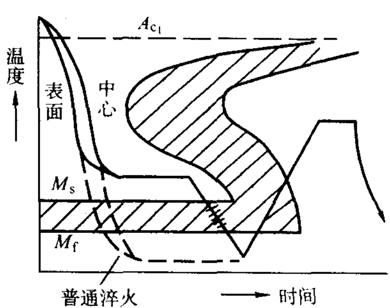


图 1.3-3 马氏体分级淬火

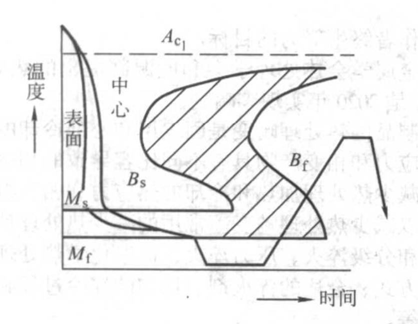


图 1.3-4 马氏体分级淬火变种

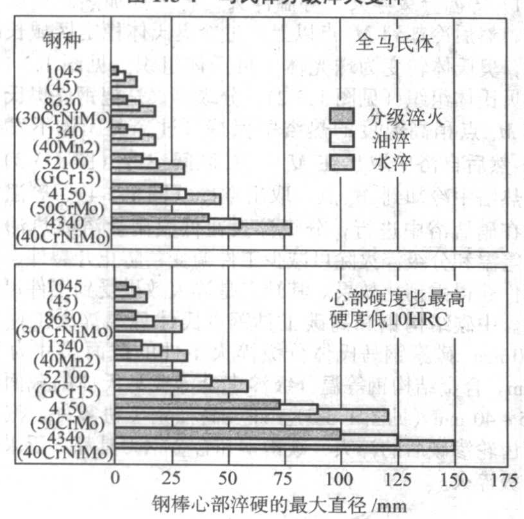


图 1.3-5 钢棒分级淬火、油淬、水淬淬硬的最大直径

2）压力淬火 压力淬火是将环状件（齿圈）、平板或长圆柱件置于压机上淬火冷却，使畸变量校正到 0.025～0.050 mm公差范围内。汽车后桥螺旋伞齿轮、各种尺寸轴承套圈、碟形弹簧、大型平面锯片等都需在压机下淬火冷却。所使用的压机除应保证工件易畸变部位有良好的机械接触外，尚应考虑钢件淬火的特殊要求，如在等温转变曲线"鼻"部应有最大的淬火油供给量（≈750 L/min），在冷到接近 M_s 点时供油量应减至最小（≈130 L/min），以使钢件淬硬和保持最小畸变。压力淬火应在务必需要时采用，因为压淬设备昂贵，且经常需机械手或机器人辅助，工艺复杂，生产成本会成倍增加。

3）表面热处理 感应、火焰、激光、电子束、电接触和电解液表面加热淬火只有工件表层被加热和冷却，在局部产生热应力和组织应力，因而畸变较小。钢件感应和火焰表面加热后在油或聚合物介质中淬火能保证最小畸变。激光、电子束、电接触加热后靠工件未加热部分吸收热量来冷却，且淬硬层极薄，所以畸变很小。

4）低温化学热处理 渗氮、氮碳共渗、Sur-sulf、QPQ等工艺都是在钢的铁素体状态下施行。一因为温度低（<600℃），二只有表层有组织变化，故工件畸变小。通常渗氮和氮碳共渗的工件都是体积增大，但增大量不超过0.002 5 mm。在某些金属制件的特定工况下，用低温化学热处理代替奥氏体状态下的渗碳、碳氮共渗可以显著减少畸变。

5）合理的装炉方式 细长、薄的工件在装炉加热时，必须考虑高温下的材料强度低，如放置不当，由本身重量就会导至明显弯曲。故细长工件宜悬挂装炉，不宜悬挂的薄件底面应尽可能垫平，粗长件应多点支承。批量生产时应设计合理的工装夹具。

6）适当的淬冷介质 钢件对淬冷介质的要求是具有不发生中温转变的临界冷速，低温（<200℃）下又具有不导致过分畸变，且可避免开裂的低冷速。在能保证淬硬的前提下，为减少畸变应尽可能选择缓和的介质。除传统的水、盐水和油之外，多种聚合物水溶液可依含量的变化使淬冷能力在水油之间调节。近代因工模具真空热处理和车辆传动零件低压渗碳技术的发展，与之配套的高压气体淬火冷却也投入生产实际。用1～2 MPa压力的气体（H_2、N_2、He）在强烈循环条件下的冷却能力可达到用油的效果，且因均匀的冷却工件畸变小。图 1.3-6 所示为各种介质冷却能力（传热系数）的比较。

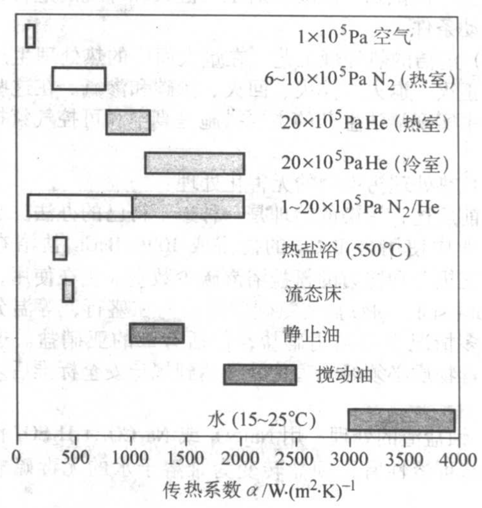


图 1.3-6 各种淬冷介质传热系数的比较

7）均匀的淬火冷却 液态介质的强烈均匀循环能显著提高冷速（见表 1.3-1 和图 1.3-7），而循环方向的规律变化可提高冷却均匀度，从而减少工件畸变。

表 1.3-1 淬火介质冷却烈度（H）和搅动程度的关系

搅动程度	油	水	盐 水
静止	0.25～0.30	1.0	2.0
微动	0.30～0.35	1.0～1.1	2.0～2.2
中度	0.35～0.40	1.2～1.3	—
较强	0.40～0.50	1.4～1.5	—
强烈	0.50～0.80	1.6～2.0	—
剧烈	0.80～1.10	4.0	5.0

图 1.3-8 所示为奥地利 AICHELIN 公司的滚底式渗碳炉的被称为"涌泉"式淬火槽。通过淬火油的正反方向循环，工件左右移动使冷却均匀，也使轴承套圈的畸变控制到最低程度，而无需采取压机淬火。

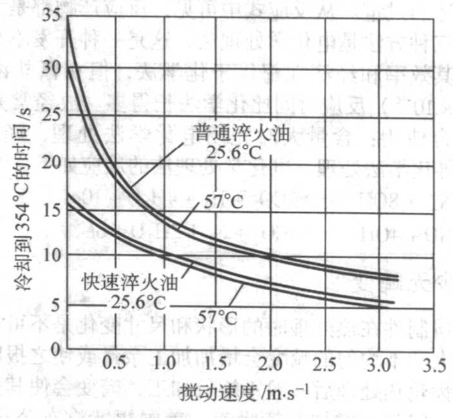


图 1.3-7 搅动速度对钢在淬火油中冷却速度的影响（354℃为镍球的磁性居里点）

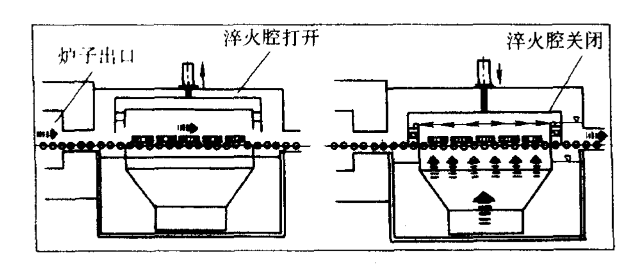


图 1.3-8a 滚底式炉涌泉式淬火系统示意
（工件进入和离开时，淬火腔打开，淬冷时，淬火腔关闭）

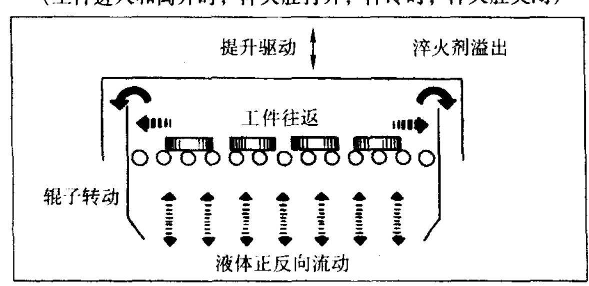


图 1.3-8b 涌泉式淬火系统中，工件和辊底，淬火剂的相对运动示意（辊子方向和速度可变）

8）畸变的校直　细长工件淬火时，过度的畸变可在压机上校直，且最好在回火过程中施行。淬火后校直，马氏体组织脆、易断裂。回火马氏体脆性小，且回火时有渗碳体析出和组织应力松弛，也有利于提高塑性。许多薄片状工件淬火后用夹具夹紧施压回火能基本校平。当前已有汽车齿轮轴、简单轴状工件的全自动校直机商品。

9）钢材的淬透性保证　材料化学成分变化范围小，均匀稳定，淬透性带狭窄，可使工件畸变保持稳定规律，便于规定合理的公差和加工余量，精确控制畸变。

10）经验和技巧的重要性　在小批量多品种生产条件下必须手工操作时，有经验的技工会表现出出色的少畸变操作技能，如工件的捆绑悬挂、淬火前预冷、双介质淬火的时间控制，按工件形状选择入液方向、淬冷摆动方式、回火校直尺寸等。

11）畸变的预测　许多人对简单形状工件进行了淬火畸变预测。运用有限元网格和计算机技术，考虑到与工件淬冷过程有关的各种因素，可以对畸变规律和畸变量作一定程度的估算。这些因素有：工件的起始温度、淬火剂温度、淬火剂冷却性能和搅动程度、工件表面的液流方向、表面形状的复杂程度、工件材料的导热率、相变的温度-时间曲线（连续冷却转变图），最终计算出畸变和应力、工件尺寸和畸变后的形状，以固态模型的三维 CAD 图像显示。可惜到目前为止，大多数预测只针对形状对称零件。由于影响变数太多，许多数据不全或不够精确，计算的假设又多，这种计算往往只能作一种演练，其结果很难和工程实际吻合。即使如此，国内外的传热学者仍在大量投入资力和精力，不懈努力地从事这方面工作。当然，未来的科研成果如果能做到精确预测，则对机械制造业，对热处理行业严格控制生产过程中的畸变将是一件十分有意义的大事。

3.3 少无（质量）分散

由于材料化学成分、加热炉有效加热区温度的不一致，加热和冷却条件的差别和人为操作因素的影响，会使同一炉次热处理件质量（硬度、组织、畸变、表面状态、渗层深度、渗入元素的表面浓度和沿渗层的浓度梯度）造成明显差异，或不同炉次产品质量的不可重复性。采用科学管理和先进技术可以使这种差异降到最低程度。美国金属学会（ASM）和能源部于 1997 年组织的“热处理技术路线讨论会”（Heat Treating Technology Roadmap Workshop）的报告中提出，2020 年的目标要使热处理工件的质量分散度降低到零。

为逐步实现这个目标，设备的可靠性、工艺的先进性和稳定性、加热炉温度的均匀性、炉气的均匀循环、制件材料成分的合格与稳定、自动化生产和质量的在线控制可消除人为因素影响都是非常重要的课题。为此，加热炉在设计过程中采用炉内温度场，炉气循环路线，淬火剂的流动状况，工件和淬火剂的热交换，工件冷却过程中的温度场、应力场变化等的计算机模拟就显得十分重要了，在生产中的质量管理措施上采用统计过程控制（statistical process control），可以把质量分散度逐步缩小至很狭小范围内。

在热处理众多工艺参数中，最重要的是温度，而保证被处理件低质量分散的首要措施是保证炉温均匀性，即加热炉中有效加热区内相对于控温点各规定位置热电偶测出的温度偏差。全国热处理标准化技术委员会为此组织编写了 GB/T 9452 标准，对热处理炉有效加热区的测定作了具体规定，对各类加热炉有效加热区的保温精度规定了 6 个等级（见表 1.3-2）。其目的是使装在有效加热区内各个位置的工件都能在规定温度范围加热，保证质量分散度要求。

表 1.3-2 加热炉按保温精度要求的分类等级

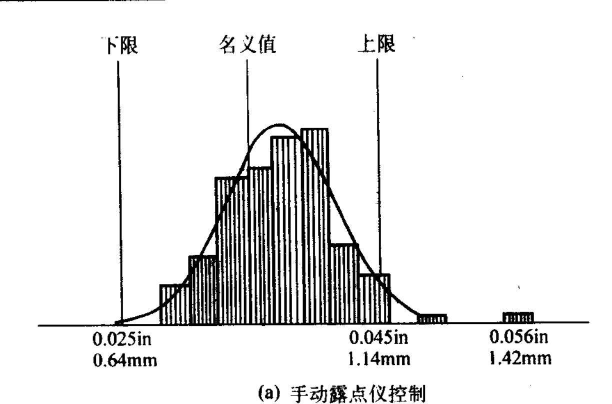
类别	保温精度允许的最大偏差/℃	控温指标精度/℃	仪表精度等级不低于
1	±3	±1.0	0.25
2	±5	±1.5	0.3
3	±10	±5.0	0.5
4	±15	±8.0	0.5
5	±20	±10	0.5
6	±25	±10	0.5

统计过程控制是运用数理统计方法对整个生产过程中的质量波动统计进行仔细分析，针对质量的异常波动找出设备、工艺、操作及原材料等方面原因予以改善或排除，以使随后的生产能维持稳定质量，缩小分散度。SPC 技术的本质是在掌握过程变量（工艺参数）与质量后果关系的基础上，从监测过程的结果（质量检验）转向控制过程本身。图 1.3-9 所示为采用氧探头和露点仪碳势控制的渗碳层深度分散度曲线。图 1.3-10 所示为采用 SPC 技术不断改进质量分散度过程的数据分布。

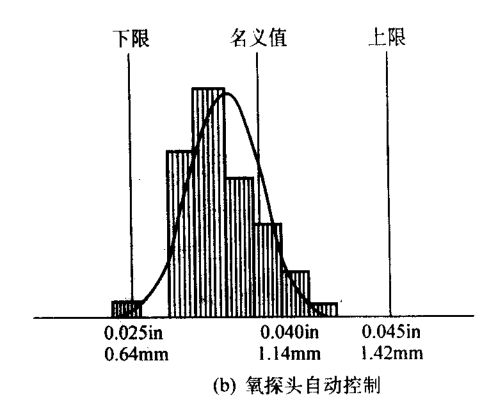
科学的生产管理，ISO 9000 系列标准认证，原材料的进厂检验，热处理前后工序的配合与衔接，各项工艺标准和通用质量标准的贯彻也都和产品质量的分散度有密切关系。可见影响质量分散度的因素很多，必须从技术和管理上作为一种系统工程通过长期、细致和踏实的工作，才能在这方面逐步取得好的效果。

3.4 少无浪费（能源）

节能也是先进热处理技术主要特点之一。节能的热处理工艺是最有效的节能措施。把渗碳温度从 930℃ 提高到 1 050℃可减少 40% 的工艺周期，在一般电阻炉中这种温度的提高受到发热体和耐热材料的限制很难实现，而在真空炉中低压渗碳在 1 050℃施行是轻而易举的事。以氮碳共渗、硫氮碳共渗和氧氮共渗代替渗碳和碳氮共渗可把工艺温度从 850～930℃降到 550～580℃，代替一般气体渗氮可把渗氮时间从 30～70 h 减少到 1.5～3 h。利用锻后余热施行锻坯的调质淬火，可节约重新加热的热能，而且还能获得改善组织和性能的形变热处理功效。钢件热处理加热时间过于保守的计算必须改变。碳钢和低合金钢施行零保温加热和不均匀奥氏体淬火和加热到 F + A 两相区的不完全淬火都是可行的。



(a) 手动露点仪控制



(b) 氧探头自动控制

图 1.3-9　气体渗碳层层深的分布

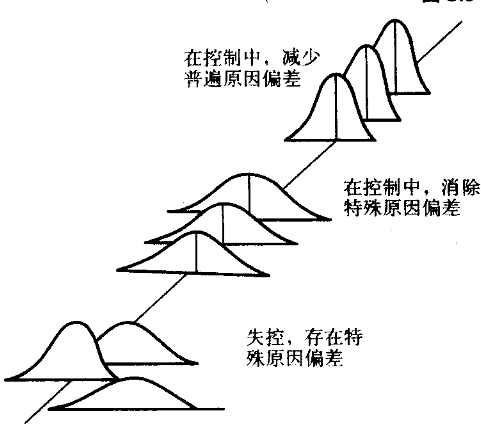
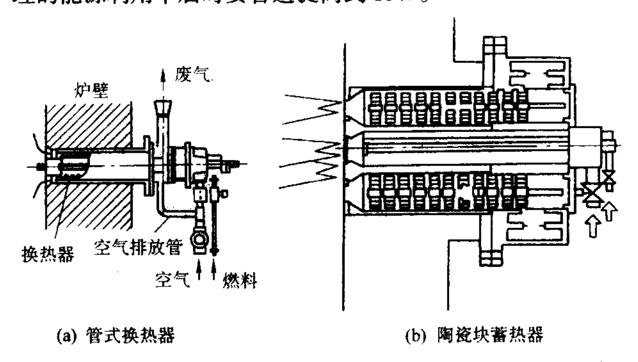


图 1.3-10　在无止境地改善质量历程中各控制阶段测量数据分布

美国 ASM International 提出的 2020 年热处理目标中热处理的能源利用率届时要普遍提高到 80%。



(a) 管式换热器　　(b) 陶瓷块蓄热器

图 1.3-11　可预热空气的再生式燃烧嘴

加热设备的节能潜力也很大。连续式加热炉比周期式炉节能。四种炉型能源利用率的排序（从大到小）是：振底式炉、井式炉、箱式周期炉和输送带式炉（表 1.3-3）。燃烧炉必须采用高效换热器预热空气，并合理控制燃烧系数（α）在 1.1～1.3 范围内。推广具有蜂窝式蓄热、周期横向燃烧的烧嘴和辐射管都是很好的设备节能措施（图 1.3-11 和图 1.3-12）。日本东京热处理（现为同和矿业）30 年前的一条节能的渗碳、淬火、清洗回火推杆式生产线（图 1.3-13），把前清洗改为燃烧脱脂，脱脂废气热量可用做回火炉部分热源，渗碳炉排出的气氛可用做脱脂炉和碱液清洗槽以及淬火油的加热，各种废热综合利用的结果可节约 40% 的燃料费用（图 1.3-14）。炉子散热量的大小和其外表面积有很大关系，圆形截面炉比矩形截面炉表面积小约 14%，外壁温度降低 10℃，使通过炉壁散热量减少 20%。目前日本的密封多用炉和推杆连续式炉都改为圆形截面（图 1.3-15）。

表 1.3-3　各种类型电阻连续运转时的热效率

规格和参数 \ 炉型	箱式周期炉	井式炉	输送带式炉	振底式炉
名义生产率/kg·h^{-1}	160（装炉量 400 kg）	200（装炉量 400 kg）	200	200
电炉功率/kW	63	90	110	80
实际用电/kW·h	56	62	78	50
热效率/%	39	43	35	54
炉墙散热/%	31	23	37	36
夹具等热消耗/%	19	29	18	0
工件热消耗/%	39	43	35	54
可控气带走的热/%	6	4	4	10
其他热损失/%	5	1	4	—
加热温度/%	850	850	850	850
全加热时间/min	90	90	40	40

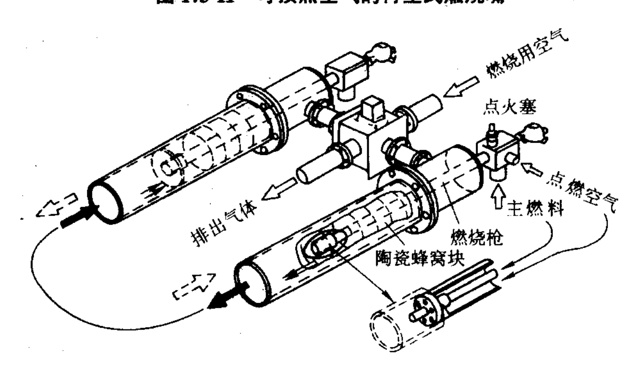


图 1.3-12　可预热空气换向交替燃烧辐射管

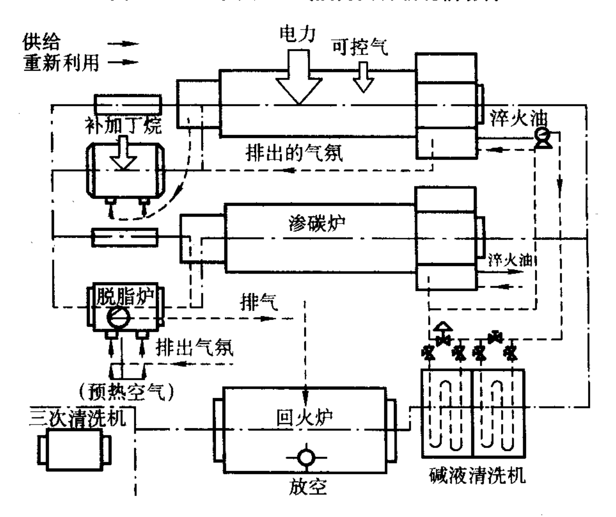


图 1.3-13　热能综合多次利用的渗碳淬火生产线

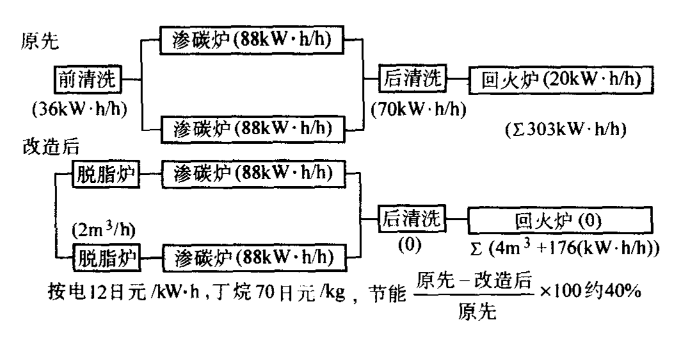


图 1.3-14　日本东京热处理工业（株）渗碳生产线的节能效果
（渗碳温主 930℃，生产节拍 50 min）

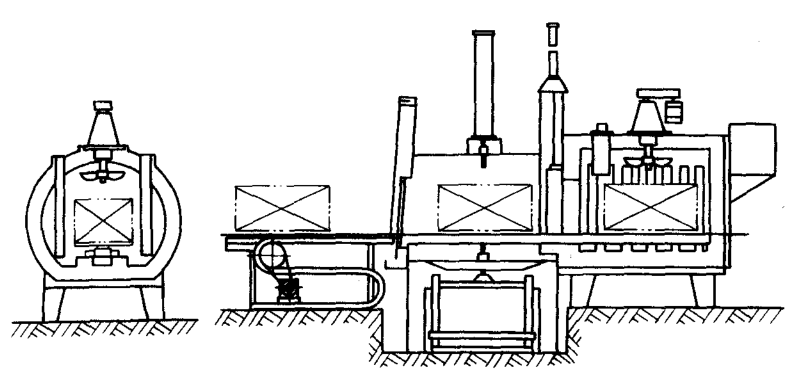


图 1.3-15　圆柱形炉膛的密封加热炉

3.5　少无氧化

绝大多数金属在空气中加热时的氧化会造成金属的大量损耗，也会破坏制件的表面状态和加工精度。少无氧化加热也是近代先进热处理技术发展的主要标志之一。

属于少无氧化热处理范畴的技术包括气氛、真空、感应、流态床、盐浴、激光、电子束、涂层、包装热处理和燃烧炉火焰的还原性调节。但最主要的适合于大批量生产的是气氛、真空和感应热处理。

3.5.1　可控气氛热处理

热处理气氛的种类目前已发展到令人眼花缭乱的程度，但概括起来仍可归纳为四大类别：燃烧制备、液态裂解、空气分离和纯净气体。20 世纪 60 年代前，由于石油和天然气价格的低廉，各种燃烧制备气氛的方法得到了蓬勃发展和应用，出现了一系列由美国 Surface Combustion Company 命名的诸如 DX（放热式）、RX（吸热式）、AX（氨分解）、SAX（氨部分燃烧）、HX（净化吸热式）、NX（精净化放热式）、HNX（净化放热式）等用天然气或液化丙、丁烷燃烧制备的气氛，其中 DX、RX 气氛获得了最广泛的应用。DX 气用于一般钢材的无氧化保护加热，RX 气用做高碳钢无脱碳退火、正火、淬火的加热保护和渗碳气氛的载气，而精净化的 NX、HX、HNX 气则用于不锈钢的光亮热处理。表 1.3-4 所列为按该公司分类（后被日本中外炉等公司沿用）的可控气氛的组成及用途。我国 JB/T 9208—1999《可控气氛分类及代号》标准的规定列于表 1.3-5。

美国煤气协会（AGA）把商业上主要的制备气氛分成 6 大类：

类号 100 以放热式为基础的气氛，除去水分达到所要求的露点。

类号 200 以制备的氮为基础的气氛，在放热式气体的基础上，除去 CO_2 和 H_2O

类号 300 以吸热式为基础的气氛。

类号 400 以木炭发生气体为基础，将空气通过灼热的木炭制得。

类号 500 以放热吸热式为基础，可燃气和空气混合完全燃烧，把所制出的气体除去水汽，然后再用可燃气与其混合，在有催化剂的反应室中再次反应使 CO_2 成为 CO。

类号 600 以氨为基础，包括纯氨、分解氨、调整到一定露点的部分或完全燃烧分解的氨。

在 6 个大类下面还按照气氛制备的特点分成 26 小类。以此可组成某种气体的代号。例如 101 则表示是放热式气氛，属于贫气，即空气-可燃气体混合比可得到接近完全的燃烧。

纯氮是一种廉价的气体，最早曾用油或液化气燃烧制备，作为油船或液化气运输船的清舱（排除舱内空气）气体，后来经除水和二氧化碳的深度净化后才用做热处理的保护气氛。用空气分馏法制氧副产的液氮蒸发气体也是一种廉价的制氮方法。许多气体公司都能提供租赁的液氮容器和定期供应液氮。瑞士玛格（MAAG）齿轮公司开发的往井式炉中滴入甲醇和乙酸乙酯的滴注式可控渗碳法用于大型齿轮的渗碳。日本东方工程公司在此基础上用密封箱式炉的 MAAGCASE 技术为解决天然气和液化气供应困难提供了新的途径。近 20 年来，我国许多工厂都相继采用了这种渗碳方法。但是箱形炉内腔体积大，大量滴甲醇不经济。工业上甲醇用量大增后，一是造成供不应求，二会使甲醇价格大幅上扬，明显提高生产成本。表 1.3-6 所列数据为美国 Torrington 热处理厂由于甲醇价格上扬而使全年用气体成本的增长情况。

近 20 年来，由于分子筛变压吸附（PSA）技术的开发和完善，氮基气氛有了更方便和更廉价的来源。除用高纯氮和添加少量甲醇的普氮可用于一般的加热保护外，用氮气稀释甲醇裂解气获得和用甲烷制备吸热式气氛相似成分（$N_2$40%，$H_2$40%，$CO_2$20%）的所谓合成气氛逐渐获得广泛应用。这是因为一方面缓和了天然气、液化丙烷的供应紧张，另一方面由于低廉纯氮的来源，和单纯用甲醇炉内裂解气氛比较，明显降低了生产成本。

表 1.3-4 可控气氛的组成及用途

气体名称		CO_2	CO	H_2	CH_4	H_2O	N_2	气体发生量 /$m^3\cdot h^{-1}$	铜	低碳钢 <0.21C	中碳钢 0.2%~0.6%C	高碳钢 <0.6%C	特殊钢
		气体成分（体积分数）/%							用途				
RX		0.0[1] 0.0[2]	24.0 24.5	33.4 32.1	0.4 0.4	0.0 0.1	42.2 43.0	8~70		渗碳、碳氮共渗、穿透渗碳钎焊、烧结	渗碳光亮退火、复碳、碳氮共渗、钎焊	光亮退火 光洁淬火	光洁淬火（W钢、Mo钢、Co钢及高速钢）
DX 露点 −40℃	贫	10.5	1.5	1.2	0.0	0.0	86.0	7~3 500	光亮退火、烧结				
DX 露点 −40℃	富	5.0	10.5	12.5	0.5	0.8	70.7	7~3 500		光亮退火、钎焊	光洁淬火（30 min 以内处理）		
NX		0.05	1.5	1.2	0.0	0.0	其余	7~560	光亮退火	光亮退火	光亮退火 光洁淬火	光亮退火 光洁淬火	
HNX		0.05	0.05	3.0~10.0	0.0	0.0	其余	7~560	超光亮退火	超光亮退火			光洁退火（不锈钢及硅钢）
AX[3]		0.0	0.0	75.0	0.0	0.0	25.0	4~60		钎焊、烧结、表面氧化物夹杂还原			光亮退火（不锈钢及硅钢）
SAX[3]		0.0	0.0	~10	0.0	0.0	~90	7~70		钎焊、光亮退火	钎焊	钎焊光洁淬火	光亮退、淬火（高速钢、不锈钢、硅钢）、光洁淬火（高速钢）
HX		0.05~2.0	0.05~10	500~99.2	0.0~0.4	0.0	其余	7~560		表面氧化物快速还原			光亮退火（不锈钢及硅钢）

① 用丙烷制备时的成分。② 用丁烷制备时的成分。③ 用氨气制备。其他为用天然气制备的成分。

表 1.3-5 可控气氛分类及代号汇总表

气氛名称		代号		基本组分	一般用途
放热式气氛	普通放热式	FQ	PFQ10	$CO-CO_2-H_2-N_2$	铜光亮退火，粉末冶金烧结，低碳钢光亮退火、正火、回火
放热式气氛	净化放热式	FQ	JFQ20	$CO-H_2-N_2$	铜和低碳钢光亮退火，中碳和高碳钢洁净退火、淬火、回火
放热式气氛	净化放热式	FQ	JFQ60	H_2	铜和低碳钢光亮退火，中碳和高碳钢洁净退火、淬火、回火
放热式气氛	净化放热式	FQ	JFQ50	H_2-N_2	不锈钢、高铬钢光亮淬火，粉末冶金烧结
吸热式气氛		XQ	XQ20	$CO-H_2-N_2$	渗碳、复碳、碳氮共渗、光亮淬火、钎焊、高速钢淬火
放热-吸热式气氛		FXQ	FXQ20	$CO-H_2-N_2$	渗碳、复碳、碳氮共渗、光亮淬火
有机液体裂解气		YLQ	YLQ30	$CO-H_2$	渗碳、碳氮共渗、一般保护加热
有机液体裂解气		YLQ	YLQ31	$CO-H_2$	渗碳、碳氮共渗、一般保护加热
氮基气氛	N_2-H_2 系列	DQ	DQ50	H_2-N_2	低碳钢光亮退火、淬火、回火、钎焊、烧结
氮基气氛	N_2-CH 系列	DQ	DQ71	N_2	中碳钢光亮退火、淬火
氮基气氛	N_2-CH-O 系列	DQ	DQ21	$CO-H_2-N_2$	渗碳
氮基气氛	N_2-CH_3OH 系列	DQ	DQ20	$CO-H_2-N_2$	渗碳、碳氮共渗、一般保护加热
氮基气氛	N_2-CH_3OH 系列	DQ	DQ21	$CO-H_2-N_2$	渗碳、碳氮共渗、一般保护加热

续表 1.3-5

气氛名称		代号		基本组分	一般用途
氨制备气氛	氨分解气氛	AQ	FAQ50	H_2-N_2	钎焊，粉末冶金烧结，表面氧化物还原，不锈钢、硅钢光亮退火
	氨燃烧气氛		RAQ50	H_2-N_2	硅钢光亮退火，不锈钢热处理，钎焊，粉末冶金烧结
			RAQ70	N_2	铜、低碳钢、高硅钢光亮退火，中碳和高碳钢光亮退火、淬火、回火
木炭制备气氛		MQ	MQ10	$CO-CO_2-H_2-N_2$	可锻铸铁退火、渗碳
			MQ40	$CO-N_2$	高碳钢光亮淬火、退火
氢气		QQ	QQ60	H_2	不锈钢、低碳钢、电工钢非铁合金退火，粉末冶金烧结，硬质合金烧结，不锈钢钎焊

表 1.3-6　各种制备渗碳气氛方法的成本比较（年用量）

气体和用法	一般纯 N_2 + 甲醇/美元		薄膜制 N_2 + 甲醇/美元		吸热式发生炉气氛/美元
压缩空气	—	—	12 000	12 000	—
天然气	—	—	—	—	125 000
N_2	75 000	75 000	—	—	—
甲醇	112 000	318 000	112 000	318 000	—
小计	187 000	393 500	124 000	330 500	125 000
洗炉用 N_2	36 000	36 000	36 000	36 000	36 000
储罐租金	12 000	12 000	12 000	12 000	12 000
累计	235 000（1994 年 4 月）	441 500（1995 年 1 月）	172 000（1994 年 4 月）	378 500（1995 年 1 月）	173 000

空气分离制氮法近 20 年来取得了十分明显的进步。传统的空分制氮法是利用液氮和液氧具有不同蒸发温度的特点，采取将空气深冷液化，然后再分馏的方式，可获得纯度很高的液氮。实际上液氮经常是制氧站的副产品。在有制氧站的工厂或靠近制氧站的企业，直接用管道输送纯氮是一种最简便和便宜的途径。利用普氮和低纯氮代替空气和少量燃料混合在发生炉中通过气体反应产生吸热式气的方法也是一种比较经济的措施。

用沸石分子筛（MSZ）和碳分子筛（MSC）的变压吸附（PSA）的空气分离制氮法的问世是制氮技术一大进步。其优点是设备大为简化，能耗明显减少，分子筛寿命相当长，使每个用户厂家自行配备此类设备成为可能，并使生产成本明显降低。

表 1.3-7 所列是几种制氮方法的氮气价格比较。由此可知，在几种制氮方法中，最便宜的是 MSC 法，管道输送的制氧站副产氮其次，纯氮和高纯瓶装氮以及从液氮气化的氮最贵。

表 1.3-7　几种制氮方法的氮气价格比较

制氧方法	价格 N_2 纯度/% 98	99.9	99.999	制氧方法	价格 N_2 纯度/% 98	99.9	99.999
MSC 法管道输送制氧副产氮	0.7～1.6	—	2.5（需补充净化）	瓶装氮气	—	8.8	119.3
	—	1	4.0	液氮气化	—	17.5	125.0

1980 年代由美国 Dow Chemical Co. 开发的空心纤维制氮法（其商品名称为 GENERON）和 MSC 法同时获得推广应用。MSC 和 GENERON 法都具有产气量随纯度要求提高迅速减少的特点。但用于合成 RX 气的稀释气体时无需过高的纯度。据报道，用 95%纯度的 N_2 配制 $N_2 + CH_3OH$ 合成 RX 气作为渗碳载气时，富化气需要量仅稍有增加，但钢的晶界氧化（内氧化）程度并不增加，而且可提高炉气控制的灵活性。也就是说，这种合成的 RX 气氛并不一定要维持甲烷和丙烷制备 RX 气的成分，只要按 CO 成分变化，通过适当的计算就可以对炉气成分（碳势）进行必要的调整。

同样一种 N_2 + 甲醇合成气氛，在制备和使用方法上还有很大区别，从而影响生产成本、使用的方便性和控制的精确度。最简单的使用方法是往炉中通入 N_2 的同时滴入液态甲醇。此方法的缺点是如果喷射器（用量大时就不是滴注器了）结构或喷入管位置不当，会发生不均匀裂解，炉膛局部也会产生炭黑。国外密封渗碳炉上多采用专利结构的喷射器以保证均匀稳定的液体流量。最理想的方法是用固定压力的氮气瓶对甲醇容器施压。喷射管的理想位置一是置于靠近炉顶风扇处，喷口相当于风扇悬挂高度。另一种方法是滴入或喷到辐射管附近的 Inconel 合金挡板上。在任何情况下都应

避免把液体直接喷到工件上。

还有一种使用合成气氛的方法是将甲醇在专用裂解器中先行裂解成 $2H_2$ + CO，然后再和 N_2 混合通入炉中。这种方法的缺点是裂解后的气体须冷却到室温再通入炉中。裂解气体产物 33%的 CO，后者在 750℃以下会发生 $2CO \longrightarrow CO_2 + C$ 反应，造成在管道和炉内积炭。先行冷却，而后又要在炉内加热到工艺温度，也增加了热能消耗。

另一种方式是先将甲醇在低温蒸发，然后和 N_2 按比例混合，在保持稳定蒸发温度的前提下通入炉内裂解（图 1.3-16）。

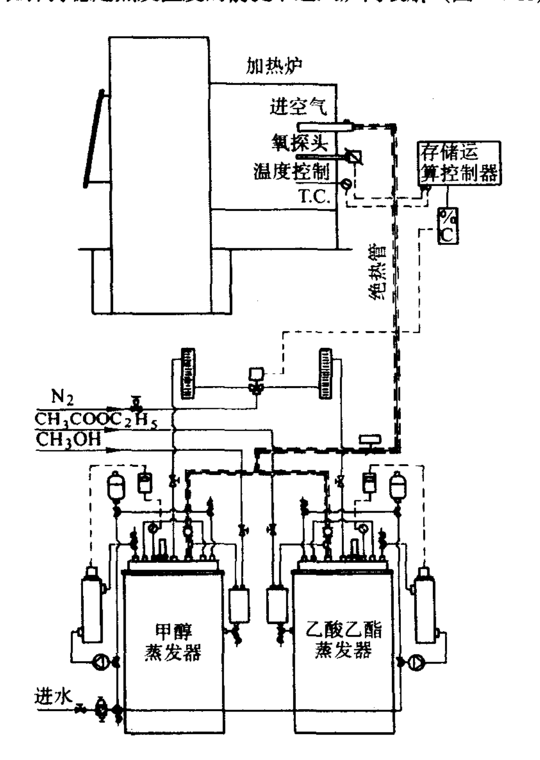


图 1.3-16 甲醇－乙酸乙酯－氮气蒸发混和装置

提高吸热式气氛发生炉效率的有效方法是提高发生炉的热效率，尽量减少辅助时间，如采用放热吸热气氛，使用套管式反应罐和使用氮气洗炉等。

简化制备吸热式气氛的另一条途径是取消吸热式气氛发生炉。沿着这一途径可采取的有两种措施。一种是将吸热式气氛反应罐装在渗碳炉炉体上，利用炉子本身热量来完成燃料-空气混合气体的吸热式反应。另一种是将混合气体直接通入炉内，使其在炉内直接发生不完全的燃烧（吸热式）反应，获得所谓的“直生式”（direct atmosphere generation）吸热式气氛（图 1.3-17）

炉内置反应罐的制备吸热式气氛的方法可以免去冷却气氛，避免气体通入炉中再加热的缺陷，从而具有节能意义。其缺点据认为是一次投资较大，每台炉子都要有一个自己的反应系统。

将气体燃料和空气按比例混合直接通入渗碳炉内反应生成吸热式气氛，并可用氧探头控制碳势的直生式可控气氛可省略发生炉，节省能耗，是很有前途的一种技术，但是直生式气氛的碳势精确控制一直是一个令人困扰的问题。

作为渗碳气氛的载气以吸热式气氛应用最广。我国制备吸热式气氛气源的变迁经历了一段漫长曲折的道路。最早多用液化气中的丙烷，但由于丙烷提纯的困难和供不应求，且价格不断上涨，难以被生产接受，故转而用全滴注甲醇，以甲醇裂解气作载气，添加乙酸乙酯、异丙醇、甲苯、丙酮等进行渗碳。为减少甲醇用量，降低生产成本，曾推广 N_2 + CH_3OH 的氮基合成气氛。由表 1.3-6 可知，即使使用氮基气氛，随着甲醇用量的增加，制备气氛的成本也会直线上扬。近几年，我国天然气资源的勘探有大的突破，西气东输已基本实现，利用天然气制备吸热式气氛的旧话值得新提，因为其制备成本在众多方法中是最低的。

3.5.2 真空热处理

金属材料在热壁式真空炉中施行无氧化退火已有近百年历史（图 1.3-18）。在有水冷夹层炉壳的冷壁式真空炉（见图 1.3-19）中进行无氧退火、淬火、回火、钎焊、烧结等处理只有将近 40 年的历史。把炉子抽空到 0.1 Pa 的真空度，即可实现大多数金属的无氧化加热。为了提高金属在炉中的

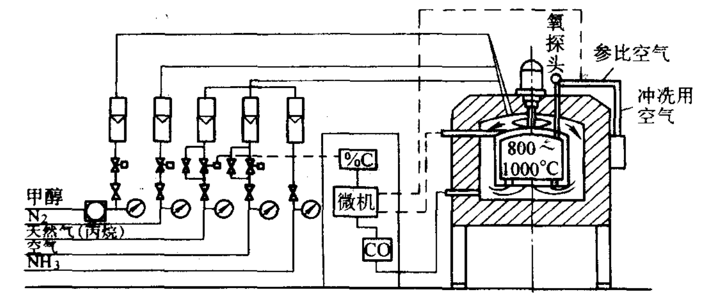
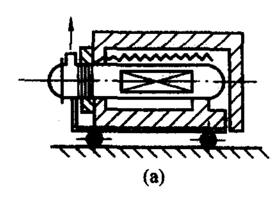


图 1.3-17 直生式可控气氛供气系统示意图



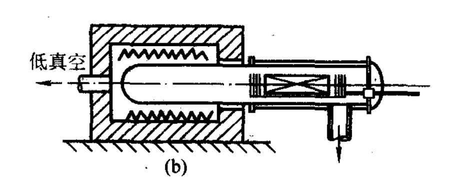


图 1.3-18 热壁式真空退火炉示意图

加热速度，往往在抽真空后再往其中通入约 0.8×10^5 Pa 的惰性或中性气体，实现真空炉中的对流加热。从这一层意义上真空和气氛加热有一定的共同之处。近代发展最快的是各种真空热处理设备。当前真空热处理设备有单室、双室、三室、多室、油淬、气淬、油气淬两用、高压气淬、低压渗碳高压气淬炉、多室低压渗碳和高压气淬半连续式生产线，类似气体渗碳多用炉生产线的低压渗碳、高压气淬、回火的柔性生产线等。

当前，真空热处理的发展趋势概括起来有以下几个方面：对流加热、低压渗碳、低压、离子渗碳和高压气淬。

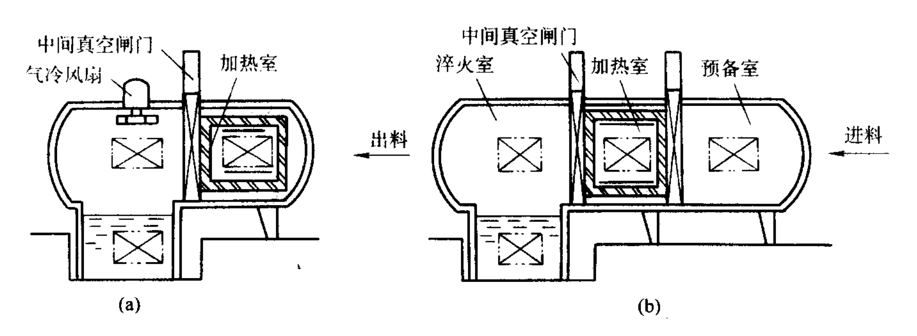


图 1.3-19 冷壁式真空加热油淬火炉示意

1）对流加热　在真空条件下加热工件，主要依靠辐射。由于辐射传热与温度的 4 次方成比例，所以在 850℃以下的辐射效果不良，工件加热速度很慢。其次，因为金属材料中的某些合金元素（如 Cr，Mn）在低压下加热有蒸发损失现象，形成材料表面合金成分的贫乏，以致影响其淬火后的表面层性能。图 1.3-20 所示为DIN55 NiCrMoV6钢凹模在真空和对流条件下加热的比较。图 1.3-21 所示为真空对流加热和气冷淬火炉示意图。

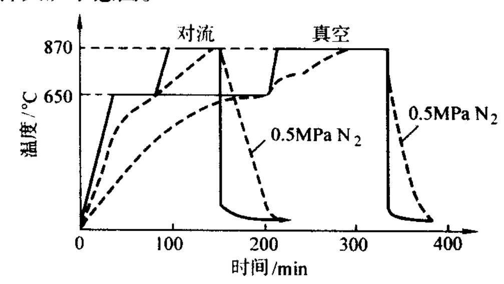


图 1.3-20　1.271 4 钢（DIN55 NiCrMoV6）凹模（ϕ375 mm×120 mm，90 kg）在真空和对流条件下加热的比较

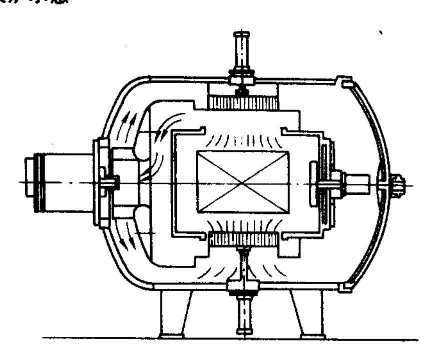
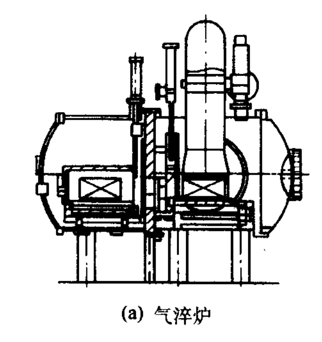


图 1.3-21　全石墨发热体单室真空对流加热和气冷淬火炉结构示意图

2）低压渗碳　低压（真空）渗碳速度快，工件表面质量高，易实现 1 000℃以上的高温渗碳，进一步提高渗速。当前低压渗碳设备从单室、双室、三室炉发展为半连续式生产线，满足了大批量生产的要求（图 1.3-22），有希望在汽车工业中推广。甲烷在低压下很难裂解，乙烷、丙烷、丙烯等裂解也不完全。低压渗碳时，在工件和发热体间，施高压电场可进行离子渗碳。低压离子渗碳可使甲烷、丙烷最大程度裂解，强化气-固相界面的化学物理反应，从而在不提高温度条件下，明显缩短渗碳周期。近几年出现的乙炔（C_2H_2）渗碳技术可实现不通孔渗碳，试棒渗碳淬火后，在 ϕ3×90 mm不通孔内获得几乎一致的表面高硬度（图 1.3-23）。



(a) 气淬炉

(b) 气淬、油淬炉

图 1.3-22　双室低压（离子）渗碳高压气淬炉和三室低压（离子）渗碳高压气淬、油淬炉

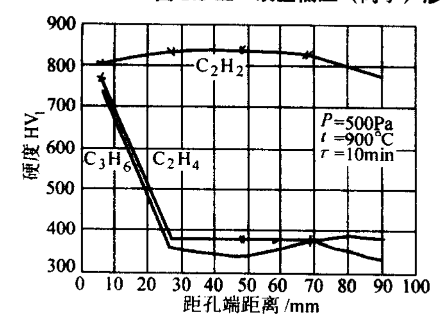


图 1.3-23　16MnCr5 钢中 ϕ3 mm×100 mm 心部有 ϕ3 mm×90 mm 不通孔的试样渗碳淬火后沿孔深度内壁硬度分布

3）真空加热高压气淬　高速钢和高碳高铬工模具钢真空加热在油中淬火刃部易产生脆的白亮层，在截面大、冷却慢部位甚至会出现局部熔化，而在高压气淬时可以淬硬，但不会变脆，而且如前所述，工件畸变也小。当前工模具的热处理有用真空完全取代盐浴的趋势。采用气冷淬火，一可免去中间清洗，二可免去油烟和污染，还有节能降耗效果。在批量生产条件下，汽车零件在低压渗碳或低压离子渗碳后于 1～2 MPa 的 He 气中淬火，可达到油淬的硬度要求。

3.5.3　感应热处理

感应热处理由于加热迅速、氧化轻微，应属少无氧化技术范畴。一些不允许有任何氧化的工件甚至在感应加热时也施行气氛保护。此外感应热处理既是节能，又是清洁的热处理技术，生产效率高，便于实现自动化生产，故在大批量生

产的汽车工业中获得广泛应用。各种类型汽车的近200个零件采取感应热处理，其重量占全部热处理件的50%以上。感应热处理的进步主要表现在两方面，一是横向磁场感应器，另一是感应电源的革命。

横向磁场矩形感应器的推广应用是感应热处理技术的一大突破，彻底解决了阶梯轴类零件连续加热淬火的质量问题。采用横向磁场矩形感应器和足够强大的电源对汽车半轴表面和圆角实行一次加热淬火，提高生产效率数倍，使半轴的抗弯扭疲劳强度提高10倍以上。

近十余年来，感应电源出现了革命性进展。工业发达国家生产的静电感应晶体管（SIT）、绝缘栅双极晶体管（IGBT）、金属氧化物半导体场效应晶体管（MOSFET）全固态晶体管电源有数十种，规格全，结构紧凑，电转换率可达92%，功率和频率可覆盖感应加热全部领域。机式中频发电机已被淘汰，晶闸管中频电源被广泛采用，电子管式高频电源也被晶体管电源逐步取代。

感应淬火机床正朝柔性化、自动化、智能化控制方向发展。具有零件识别功率控制，工艺参数控制及显示，故障诊断显示报警的感应淬火装置已在生产中逐步推广应用。

3.5.4　包装热处理

用0.05 mm的不锈钢箔把工模具包裹，在氧化气氛（空气）中加热，然后在包装状态下淬火，可完全防止钢件的氧化和脱碳。市售AISI 321 0Cr18Ni9Ti钢箔有两种规格。一种是600 mm × 15 m、600 mm × 30 m滚筒型，另一种是封筒型。

表1.3-8所列为几种典型模具钢试样包装奥氏体化气冷或油淬回火后的硬度。上列模具钢试样在奥氏体化温度保持8 h，未发现有脱碳迹象。

表1.3-8　几种典型模具钢经包装热处理后的硬度

钢种		预热温度/℃	奥氏体化		冷却	包装方式	标准淬火硬度HRC	得到的硬度HRC	
AISI	相当于中国		温度/℃	时间/h				心部	表面
Chromo-N	Cr12	730	1 050	1	空气	装袋	53～54	54	54
		730	1 050	1	空气	折叠	53～54	53～55	53～55
H13	4Cr5Mo2V1	730	1 010	1	空气	折叠	51	54	54
H12	3Cr5Mo2WV	730	1 010	1	空气	折叠	56	55	55
S7	5Cr3Mo	650	940	0.5	空气	装袋	60	59～61	61
M1	Mo9W2Cr4V1	845	1 230	3 min	空气	装袋	65.5	62～63	62
A4	Mn2CrMo	—	855	1	空气	装袋	63	63～63.5	64
A2	Cr5MoV	650	970	1	空气	装袋	64～65	64	65
D2	Cr12MoV	—	1 010	—	空气	装袋	65	53～64	65
D1	9MnCrWV	—	800	1	油	折叠	65	37～39	42
		—	800	1	油	装袋	65	58	62

3.6　少无脱碳

钢件在空气和氧化性气体（CO_2、H_2O）中加热，氧化的同时还伴随着表面碳含量的降低，即表层脱碳。脱碳的工件淬火后表面硬度低，不耐磨，且表面易形成张应力，对抗疲劳性不利。少无脱碳加热的工艺方法与少无氧化基本相同，但对工艺条件的要求比少无氧化严格。少无脱碳保护气体只具有还原性还不够，尚应有一定碳势。对于多组元混合气氛 $CO-CO_2$、$N_2-CO-CO_2-H_2-H_2O$，为避免脱碳必须使炉气碳势和钢表面碳含量相适应。因此，中高碳钢的无脱碳加热必须对炉气施行碳势控制。按此道理，已脱碳的钢件在相应碳势的气氛中加热还可以恢复到原来的碳含量，此工艺过程被称为复碳。

钢件在真空中加热时，如果真空度能保证不氧化，也就不会脱碳。但在含水的惰性气体或中性气体中加热时要想完全不脱碳对其含水量的要求更为严格。

流态粒子炉、盐浴、涂层和包装后加热都有少无脱碳效果。感应加热虽有轻微氧化，但不会有明显脱碳。

3.7　少无废品

从零件的设计、材料的选择、材料质量保证、加工过程和工艺路线的确定，用数据库和专家决策系统优化工艺和设备、设备可靠性的保证、工艺参数和产品质量的在线控制、无损自动质量检测系统来完成全部加工和热处理生产过程，实现产品质量的全面质量控制，使100%产品合格已不是一种梦想。严格的管理、高超的工艺、可靠的设备、精确的传感器、精密控制的成套系统工程是实现无废品生产的充分保证。

3.8　少无人工

热处理的人工操作是一种恶劣环境下的繁重体力劳动。目前一些发达国家已感到招收热处理操作工的困难，人工操作还会造成因人而异的产品质量波动。当然，过多使用人工也会增加生产成本。因此，在可以组织批量生产前提下尽快实现自动化生产和无人作业已不是对未来热处理的憧憬，在一些发达国家的现代化企业已可以目睹这一制造技术的奇迹。但我们必须端正一个认识，无人作业决不意味着无人监控。当然，实现这一"奢望"，也必须有充足的技术、管理和人才素质上的保证。诸如能源电力连续正常的供应、高可靠无故障的设备、健全的定期维修制度、可靠的控制系统、事故及时报警、运转过程的远程控制、故障的自动诊断和排除等条件缺一不可。在任何一个环节上的失误都会造成严重甚至灾难性后果。另外任何先进的装备、不光是要买得起，还必须要用得精。一定要接受过去有的企业花大价钱引进的自动生产线，由于不会用而睡大觉，甚至拆开单机使用的教训，无人作业生产线只能是一个国家到一定的发达程度，一个企业发展到相当先进水平的自然产物。

4　热处理生产技术改造的途径

我国的国营企业和专营热处理加工的民营企业要想在激烈的竞争中谋求发展，必须首先持续开展生产技术的革新改造。技术改造的第一行动应该是更新设备（renovation of facilities），因为设备是先进工艺的载体；其次是提高企业职工的

管理和技术水平以及操作技能，积极开展再教育和培训（reeducation of personals）；最后是提高企业的自行开发能力，不断进行新技术的研究开发（R&D of new technologies）。归纳起来，就是要在这 3 个 R 上下一番功夫。

4.1　设备更新

近 20 年来，通过技术引进和消化吸收，汽车、航空、兵器、机械基础件行业的热处理有了很大进步。引进了许多先进的设备工艺，使生产技术顷刻上了一个高台阶。但是大多数机械制造厂的热处理生产条件仍然简陋，工艺仍然落后，人工操作比重大，役龄在 40 年以上的设备占 80% 以上。这些设备能耗大，工艺老，温差大，故障率高，机械化程度低。使用这种设备很难制造出优质产品。因此可以说，为保持企业核心竞争力，以更新设备为主要措施的生产技术改造势在必行。

更新设备的主要出发点应该是可靠性高、节能、温度均匀度高、自动化程度高、性能价格比高。当前国产热处理设备虽然便宜，但在能耗、温度均匀性、自动化程度等质量上离国际名牌产品有较大差距，尤其是可靠性，即服役期间的故障率差距最大。许多用户宁可花大价钱购买进口、境内独资、合资企业产品。因此，设备制造厂必须认清形势，认真向发达国家学习，掌握市场动向和技术发展方向，强化对引进技术的消化吸收，迅速提高自行开发能力。在新设备设计制造过程中采用优质配套元器件、仪表。首先使国产设备在可靠性上有一个大的突破，才有可能在即将到来和某些领域已经到来的技改高潮中崭露头角，才有可能在就要到来的更激烈的市场竞争中免受灭顶之灾。

热处理民营中小企业的兴起也对热处理设备有大量需求。从 2003 年开始，已有明显迹象，即使制造常规设备的企业，也开始有了较好的销售业绩。但是我们绝不能被这些表面现象迷惑。不少中小企业已充分认识到在生产技术上的高起点，采用先进设备的重要性，他们也有充足的资金买得起先进的设备。为了抢占火热的模具加工市场，华南和华东沿海一带稍具规模的热处理加工企业都争先恐后购买 0.6 MPa（6 bar）以上的真空加热高压气淬炉。汽车、摩托车工业的兴起，渗碳、淬火、清洗、回火多用炉生产线的气体氮碳共渗炉生产线的需求会进一步增大。设备制造厂要抓住这一有利时机，向蜂拥而起的热处理中小企业提供优质、可靠、先进、符合他们高技术起点要求的热处理工艺装备。

4.2　知识和技能的再教育

科技进步日新月异，企业的技术改造在不断进行，对企业的管理干部、技术人员和操作工人的素质、知识和技能都提出了更高的要求。在我国实行市场经济体制，尤其是加入 WTO 之后，不少国营企业和大多数民营、股份制企业领导人缺乏对市场经济规律、国际贸易规则和采购渠道的知识，不少人尚未进入科学管理现代企业的角色。工厂技术人员知识老化突出，对于引进的先进设备和工艺，尤其是计算机模拟和控制以及 CAD、CAM 技术相当生疏，以致经常不能发挥先进设备的所有功能。操作工人大多未经技术培训，更做不到持证上岗，部分老工人靠已有的应知应会知识和技能已不能应对现代生产技术。他们许多人已认识到这方面的缺憾，迫切要求尽快改变现状。职工整体素质是企业核心竞争力的首要条件。提高整体素质就是要倡导企业职工养成继续教育和终身学习的风气，培养技术、经营、管理、操作技能等方面人才，建立掌握现代技术、具有自行开发能力和熟练操作技能的职工队伍。

4.3　不断提高新技术开发能力

企业产品的市场竞争，归根结底可以说是人的能力和素质高低之争。在我国加入 WTO 之前，我国的企业就已经显示出这方面的明显弱点。其主要表现是由于企业领导人和技术人员缺乏知识更新，或更新缓慢而形成新产品和新技术开发能力薄弱的状况。若由于知识产权观念的淡薄和不具备独立开发能力，造成在消化吸收引进技术时的盲目抄袭。一方面侵权是违法行为，会影响国家、企业和个人声誉，削弱国际投资者在华投资的积极性。另一方面，不进行任何调查分析的盲目抄袭也会形成抄袭落后，或延续别人已有缺陷的后果。另外，对设备制造厂家来说，当前和今后用户的要求和产品使用水平在不断提高，使每台产品的订货都附带许多特殊技术条件。这就要求制造厂家不断修改设计，或完全重新设计。也就是说厂家进行的都是非标产品的生产，生产是在不断开发新产品过程中进行的，而且这种开发与生产，必须尽可能一次成功，否则就会提高制造成本和产品价格，难于参加市场竞争。这就要求企业领导高瞻远瞩，勇于在人员的知识更新上投资，使企业技术人员建立强烈的知识更新愿望，首先接受技术开发基本功训练，其次要关心国内外市场需求和技术开发动态，通过持续的调查分析，掌握国外名牌产品各方面的优点，不断吸取别人之长，才能迅速提高独立开发能力，生产出国际顶尖产品，而且能做到一次成功。当然，企业在提高自己的开发能力的同时，接受科研院所和大专院校成熟技术的转让并在培养人员、共同开发上建立产、学、研的密切关系，建立坚强的技术开发后盾，也是提高开发能力的很重要的方面。

编写：樊东黎（全国热处理学会）

参 考 文 献

1 Amato I. Stuff —— the materials the world made of. New York: Harper Collins Pub. Inc., 1997
2 金正耀．二里头青铜器的自然科学研究与华夏文明探索，文物，2000（1）：56-64
3 苏荣誉，华觉明，李克敏等．中国上古金属技术．济南：山东科学技术出版社，1995
4 华觉明．科技考古论丛：中国金属史的分期和发展梗概．合肥：中国科学技术大学出版社，1991
5 黄盛璋．论中国早期的金属工艺．考古学报，1996，2：143-163
6 韩汝玢．中国早期铁器的金相学研究．文物，1998，2：87～96
7 Mills K D. The Invention of Ductile Iron. Mordon Casting, 1998. 10: 41～44
8 佟晓辉．中国热处理企业基本情况调查分析．见《中国热处理年鉴》．中国热处理行业协会，2003，北京．p13～15
9 樊东黎．我国热处理的现状和展望．见《热处理的昨天、今天和明天》．中国热处理行业协会，北京，1999，p196～203
10 樊东黎．热处理行业"十五"规划执行情况和前景预测．金属热处理，2005. 1，P89～14
11 中国热处理行业协会.《热处理行业"十一·五"发展规划和2020年设想》，2005. 2
12 樊东黎．先进热处理生产技术的重点发展领域．中国热处理，中国热处理学会成立四十周年专辑，北京，2003，p185～191
13 樊东黎．关于热处理专业化生产的考察报告．见中国热处理年鉴．中国热处理行业协会，北京，2003. p25～31
14 中国热处理行业协会．热处理行业组织及专业期刊．见《热处理信息手册》，北京，2001，P31～33
15 戚正风．固态金属中的扩散与相变．北京：机械工业出版社，1998
16 李承基．贝氏体相变理论．北京：机械工业出版社，1995
17 樊东黎．可控气氛热处理的进展．国外金属热处理，1997（4）：2
18 樊东黎．热处理设备的现状与展望．机械工人，热加工，2002（9）：12
19 樊东黎．热处理划时代的进展（一）．机械工人，热加工，2003（4）：12
20 樊东黎．热处理划时代的进展（二）．机械工人，热加工，2003（10）
21 ASM International. Report of Heat Treating Technology Roadmap Workshop, 1997. April
22 ASM International. Heat Treating Industry Vision 2020, 1997. October
23 Winfried Grafen. Bernd Edenhofer, Avac Acetylene Low-Pressure Carburizing —— A Novel and Superior Carburizing Technology, Ipsen on Top, Issue No2. 1999. p9
24 Lebrun J P, Poirier L. Low Pressure and Plasma Carburizing Furnace with Flexible Quenching, Ipsen on Top, Issue No2, 1999, p21
25 Gamberini G, Tomaselti A. Vacuum Heat Treatment of Large Dies with Flexible Quenching, Ipsen on Top, Issue No1, 2001, p8
26 Michael Lohrmann, Winfried Gafen. New Wrinkles in Low-Pressure Carburizing, Heat Treating Progress, February/March, 2001, p47
27 Vacuum Systems and Technologies for Metallurgy. Heat Treatment, Recycling, Catalog of ALD Vacuum Technologies AG
28 ASM. International. The ASM Heat Treating Society, 1996 Research & Development Plan, 1995
29 阎承沛译．美国热处理工业2020年的远景评述 [J]，1998，23（2）：48
30 ASM International. ASM Heat Treating Society, 1999 Research & Development Plan, 1998
31 ASM. International. Report of the Heat Treating Technology Roadmap Workshop, 1998
32 Hoffman F, Mayr P. Hear Treatment in the Twenty-first Center, IWT Bremen, Ipsen on Top, Issue No2, 2000, p3
33 Sankar N. Banerjee. Advanced Roller Hearth Technology, Heat Treating Progress, 2000, February, p17
34 Schade P. Experience with a Double-Trak, Gas Garburizing Pusher Furnace for the Case Hardening of Gear Components, Ipsen on Top, Issue No1. 2000, p9
35 Lohrmann M and Herring D H. Heat Treating Challenges in the 21st Century, Heat Treating Progress, 2001, June/July. p27
36 Michael B. Connelly. A Practical Program for SPC in Heat Treating Plants Part Ⅱ; Working with Control Charts, Advanced Materials & Processes, 1994 July, p55
37 Maria T. Styczynska, SPC Solves a Carbonitriding Problem, Advanced materials & Processes, 1995 November p36

第2篇

材料热处理技术基础

主 编 樊东黎

编 写 樊东黎 王广生 火树鹏 陈 洵
郦振声 朱沅浦 侯增寿

审 稿 中国材料工程大典编委会

中国机械工程学会
中国材料研究学会
中国材料工程大典编委会

第 1 章 金属热处理工艺分类和代号

为克服国内热处理工艺分类及代号的混乱，有必要对热处理工艺进行统一的科学分类，并规定简明的代号系统，以适应当前热处理生产、科技和技术发展的需要，为此批准发布了GB/T12603—1990《金属热处理工艺分类及代号》的标准。

GB/T 12603—1990《金属热处理工艺分类及代号》将热处理工艺分为基础分类和多层次的附加分类。

1 基础分类

按基础分类的热处理工艺列于表 2.1-1。

表 2.1-1 热处理工艺分类及代号

工艺总称	代号	工艺类型	代号	工艺名称	代号	加热方法	代号
热处理	5	整体热处理	1	退火	1	加热炉	1
				正火	2		
				淬火	3		
				淬火和回火	4	感应	2
				调质	5		
				稳定化处理	6	火焰	3
				固溶处理；水韧处理	7		
				固溶处理和时效	8		
		表面热处理	2	表面淬火和回火	1	电阻	4
				物理气相沉积	2		
				化学气相沉积	3	激光	5
				等离子体化学气相沉积	4		
		化学热处理	3	渗碳	1	电子束	6
				碳氮共渗	2		
				渗氮	3		
				氮碳共渗	4	等离子体	7
				渗其他非金属	5		
				渗金属	6		
				多元共渗	7	其他	8
				熔渗	8		

2 附加分类

对基础类别的次层分类按工艺的加热介质、冷却介质和冷却方式、退火工艺种类、渗碳和碳氮共渗后的后续处理（见表 2.1-2～表 2.1-5），以及其他化学热处理按渗入元素（渗金属与非金属，多元渗与溶渗等）进行了分类。

表 2.1-2 加热介质及代号

加热介质	固体	液体	气体	真空
代　号	S	L	G	V

加热介质	保护气氛	可控气氛	流态床
代　号	P	C	F

表 2.1-3 退火工艺及代号

退火工艺	去应力退火	扩散退火	再结晶退火
代号	e	d	r

退火工艺	石墨化退火	去氢退火	球化退火	等温退火
代号	g	H	s	n

表 2.1-4 淬火冷却介质和冷却方法及代号

冷却介质和方法	空气	油	水	盐水	有机水溶液	盐浴	压力淬火
代号	A	e	w	b	y	s	p

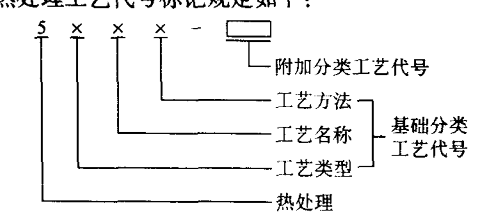
冷却介质和方法	双液淬火	分级淬火	等温淬火	形变淬火	冷处理
代号	d	m	n	f	z

表 2.1-5 渗碳、碳氮共渗后冷却方法及代号

冷却方法	直接淬火	一次加热淬火	二次加热淬火	表面淬火
代号	g	r	t	h

3 热处理工艺代号

热处理工艺代号标记规定如下：



4 多工序热处理工艺代号

多工序热处理工艺代号用破折号将各工艺代号连接组成，但除第一个工艺外，后面的工艺均省略第一位数字“5”，如 5151－331G 表示调质和气体渗氮。

5 常用热处理工艺代号（表 2.1-6）

表 2.1-6 常用热处理工艺及代号

工　艺	代　号	工　艺	代　号
热处理	5000	离子热处理	5007
感应热处理	5002	真空热处理	5000V
火焰热处理	5003	保护气氛热处理	5000P
激光热处理	5005	可控气氛热处理	5000C
电子束热处理	5006	流态床热处理	5000F

续表 2.1-6

工　艺	代　号	工　艺	代　号
整体热处理	5100	化学气相沉积	5238
退火	5111	等离子体化学气相沉积	5248
去应力退火	5111e	化学热处理	5300
扩散退火	5111d	渗碳	5310
再结晶退火	5111r	固体渗碳	5311S
石墨化退火	5111g	液体渗碳	5311L
去氢退火	5111h	气体渗碳	5311G
球化退火	5111s	真空渗碳	5311V
等温退火	5111n	可控气氛渗碳	5311C
正火	5121	流态床渗碳	5311F
淬火	5131	渗碳及直接淬火	5317
空冷淬火	5131a	气体渗碳及直接淬火	5311Gg
油冷淬火	5131e	渗碳及一次加热淬火	5311r
水冷淬火	5131w	渗碳及二次加热淬火	5311t
盐水淬火	5131b	渗碳及表面淬火	5311h
有机水溶液淬火	5131y	碳氮共渗	5320
盐浴淬火	5131s	渗氮	5330
压力淬火	5131p	液体渗氮	5331L
双液淬火	5131d	气体渗氮	5331G
分级淬火	5131m	离子渗氮	5337
等温淬火	5131n	流态床渗氮	5331F
形变淬火	5131f	氮碳共渗	5340
淬火及冷处理	5131z	渗其他非金属	5350
感应加热淬火	5132	渗硼	5350（B）
真空加热淬火	5131V	固体渗硼	5351（B）S
保护气氛加热淬火	5131P	液体渗硼	5351（B）L
可控气氛加热淬火	5131C	离子渗硼	5357
流态床加热淬火	5131F	渗硅	5350（Si）
盐浴加热淬火	5131L	渗硫	5350（S）
盐浴加热分级淬火	5131Lm	渗金属	5360
盐浴加热盐浴分级淬火	5131Ls + m	渗铝	5360（Al）
淬火和回火	5141	渗铬	5360（Cr）
调质	5151	渗锌	5360（Zn）
稳定化处理	5161	渗钒	5360（V）
固溶处理，水韧处理	5171	多元共渗	5370
固溶处理和时效	5181	硫氮共渗	5370（S－N）
表面热处理	5200	铬硼共渗	5370（Cr－B）
表面淬火和回火	5210	钒硼共渗	5370（V－B）
感应淬火和回火	5212	铬硅共渗	5370（Cr－Si）
火焰淬火和回火	5213	硫氮碳共渗	5370（S－NC）
电接触淬火和回火	5214	铬铝硅共渗	5370（Cr－Al－Si）
激光淬火和回火	5215	熔渗	5380
电子束淬火和回火	5216	激光熔渗	5385
物理气相沉积	5228	电子束熔渗	5386

6　技术要求在零件图样上的表示方法

热处理件在其图样上的标法是机械制图中技术要求的重要内容之一。为了统一标注方法和适应热处理工艺特点，JB/T 8555—1997 规定了热处理技术要求在零件图样上的标准表示方法。

（1）总则

1）零件图样上的热处理技术要求（以下简称技术要求）是指成品零件热处理最终状态（以下简称最终状态）应达到的技术指标。

2）技术要求可以用已标准化的符号、代号标注，也可以用文字说明，文字说明一般写在图面右下角标题栏上方，与其他工艺的技术要求写在一起。特殊情况允许写在图面其他部分的空白处。能在图形上标注的，尽量避免用文字说明。

3）技术要求标注必须简明、准确、完整、合理。如果技术内容要求较多，且另有技术标准或技术规范时，除标注主要内容外，可写明按某标准或某技术规范执行。

4）技术要求的指标值，一般采用范围表示法标出上、下限，如 60HRC～65HRC；$D_C=0.8\sim1.2$。也可用偏差表示法标出上、下偏差，如 60^{+5}_{0}HRC；$D_C=0.8^{+0.4}_{0}$。

特殊情况也可只标注下限值或上限值。如不小于 50HRC，不大于 229HBS。

在同一产品的所有零件图样上，应采用统一的表达形式。

5）各种表面热处理零件均应标注有效硬化层深度，其代号、定义和测定方法见表 2.1-7。

表 2.1-7　各种表面热处理零件有效硬化层深度和测定方法

表面热处理方法	有效硬化层深度代号	单位	定义和测定方法
表面淬火回火	D_S	mm	深度 > 0.3 mm 时按 GB/T 5617《钢的感应淬火或火焰淬火后有效硬化层深度的测定》 深度 ≤ 0.3 mm 时按 GB/T 9451《钢件薄表面总硬化层深度或有效硬化层深度的测定》
渗碳或碳氮共渗淬火回火	D_C	mm	深度 > 0.3 mm 时按 GB/T 9450《钢件渗碳淬火有效硬化层深度的测定和校核》 深度 ≤ 0.3 mm 时按 GB/T 9451
渗氮	D_N	mm	按 GB/T 11354《钢铁零件渗氮层深度测定和金相组织检验》

注：标注时单位（mm）可省略。

6）局部热处理零件需将有硬化要求的部位在图形上用粗点划线框出其范围并标注相应要求。如果是轴对称零件或在不致引起误会情况下，也可用一条粗点划线画在热处理部位外侧表示；其他部位即硬化与不硬化均可的过渡部位用虚线表示。不允许硬化或不要硬化的部位则不必标注。

7）要求零件硬度检测必须在指定点（部位）时，用图 2.1-1 符号表示，其尺寸大小应与规定的局部热处理指示符号一致。

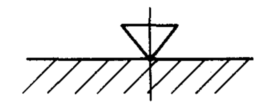
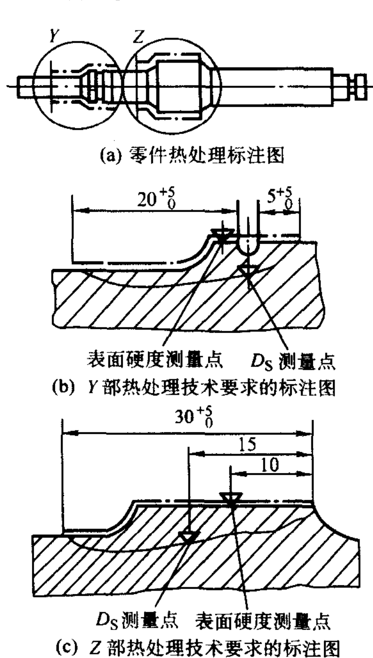


图 2.1-1　硬度测量点符号标注方法

8）如零件形状复杂或其他原因（如与其他工艺标注容易混淆）热处理技术要求难以标注，用文字说明又不易表达时，可另加附图表示，此时附图上与热处理无关的内容均可省略。如图 2.1-2 所示。



(a) 零件热处理标注图

(b) Y 部热处理技术要求的标注图

(c) Z 部热处理技术要求的标注图

图 2.1-2　复杂零件热处理技术要求的标注方法

9）标注除硬度以外的其他力学性能要求时（如强度、冲击韧度等），应在零件图样上注明具体技术指标和取样方法。

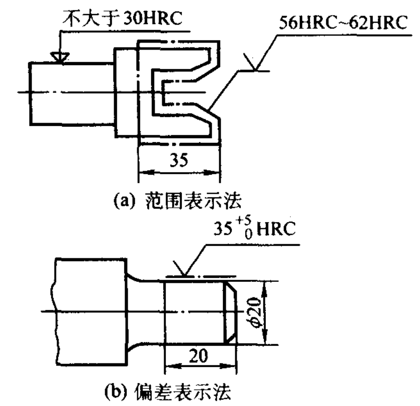
10）零件热处理的外观质量或者无法用量值表达的要求，一般均用文字说明。

（2）正火、退火及淬火回火（含调质）零件

1）以正火、退火或淬火回火（含调质）作最终热处理状态的零件一般标注硬度要求。通常以布氏硬度（GB/T 231）或洛氏硬度（GB/T 230）表示。也可以用其他硬度表示。

2）同一零件的不同部位有不同热处理技术要求时应在零件图样上分别注明。

3）局部热处理零件必须在技术要求的文字说明中写明：局部热处理，并在图样上按（1）的 4）和 5）条规定标出需热处理的部位和技术要求，见图 2.1-3。



(a) 范围表示法

(b) 偏差表示法

图 2.1-3　局部热处理零件技术要求的标注方法

（3）表面淬火零件

感应加热淬火回火和火焰加热淬火回火零件标注的主要技术要求是表面硬度、心部硬度和有效硬化层深度。

1）表面硬度　可以用维氏硬度（GB/T 4340.1）、表面洛氏硬度（GB/T 1818）和洛氏硬度（GB/T 230）表示。表面硬度的标注包括两部分，即要求硬度值和相应的试验力，而试验力的选取又与要求的最小有效硬化层深度有关。

以维氏硬度表示时，最低表面硬度、最小有效硬化层深度与硬度试验力之间的关系见表 2.1-8，表内试验力为最大允许值，也可以用较低的试验力代替表中所列值，如用 HV10 代替 HV30。

表 2.1-8　用维氏硬度表示最低表面硬度值、最小有效硬化层深度与试验力之间的关系

最小有效硬化层深度/mm	最低表面硬度 HV			
	400 ~ 500	> 500 ~ 600	> 600 ~ 700	> 700
0.05	—	HV0.5	HV0.5	HV0.5
0.07	HV0.5	HV0.5	HV0.5	HV1
0.08	HV0.5	HV0.5	HV1	HV1
0.09	HV0.5	HV1	HV1	HV1
0.1	HV1	HV1	HV1	HV1
0.15	HV3	HV3	HV3	HV3
0.2	HV5	HV5	HV5	HV5
0.25	HV5	HV5	HV10	HV10
0.3	HV10	HV10	HV10	HV10
0.4	HV10	HV10	HV10	HV30
0.45	HV10	HV10	HV30	HV30
0.5	HV10	HV30	HV30	HV50

续表 2.1-8

最小有效硬化层深度/mm	最低表面硬度 HV			
	400～500	＞500～600	＞600～700	＞700
0.55	HV30	HV30	HV50	HV50
0.6	HV30	HV30	HV50	HV50
0.65	HV30	HV50	HV50	HV50
0.7	HV50	HV50	HV50	HV50
0.75	HV50	HV50	HV50	HV100
0.8	HV50	HV100	HV100	HV100
0.9	HV50	HV100	HV100	HV100
1.0	HV100	HV100	HV100	HV100

以洛氏硬度表示时，最低表面硬度、最小有效硬化层深度与试验力之间的关系见表 2.1-9 和表 2.1-10。

2）心部硬度　对表面淬火零件的心部硬度有要求时，应予标注。经有关各方协商同意，允许以预备热处理后的硬度值为准。

3）有效硬化层深度　表面淬火零件有效硬化层深度的标注包括三个部分，即深度代号（见表 2.1-10）、界限硬度值和要求的深度。

界限硬度值可根据最低表面硬度按表 2.1-11 选取。特殊情况，也可采用其他界限硬度值，但此时在 D_S 后必须注明商定的界限硬度值。

零件的有效硬化层深度及上偏差可参照表 2.1-12。火焰淬火的有效硬化层深度通常不应小于 1.6 mm。

表 2.1-9　用表面洛氏硬度表示最低表面硬度、最小有效硬化层深度与试验力之间的关系

最小有效硬化层深度/mm	最低表面硬度（以 HR…N 表示）										
	82～85 HR15N	＞85～88 HR15N	＞88 HR15N	60～68 HR30N	＞68～73 HR30N	＞73～78 HR30N	＞78 HR30N	44～45 HR45N	＞54～61 HR45N	＞61～67 HR45N	＞67 HR45N
0.1	—	—	HR15N	—	—	—	—	—	—	—	—
0.15	—	HR15N	HR15N	—	—	—	—	—	—	—	—
0.2	HR15N	HR15N	HR15N	—	—	—	HR30N	—	—	—	—
0.25	HR15N	HR15N	HR15N	—	—	HR30N	HR30N	—	—	—	—
0.35	HR15N	HR15N	HR15N	—	HR30N	HR30N	HR30N	—	—	—	HR45N
0.4	HR15N	HR15N	HR15N	HR30N	HR30N	HR30N	HR30N	—	—	HR45N	HR45N
0.5	HR15N	HR15N	HR15N	HR30N	HR30N	HR30N	HR30N	—	HR45N	HR45N	HR45N
≥0.55	HR15N	HR15N	HR15N	HR30N	HR30N	HR30N	HR30N	HR45N	HR45N	HR45N	HR45N

表 2.1-10　用洛氏硬度 A 标尺或 C 标尺表示最低表面硬度、最小有效硬化层深度与试验力之间的关系

最小有效硬化层深度/mm	最低表面硬度							
	HRA				HRC			
	70～75	＞75～78	＞78～81	＞81	40～49	＞49～55	＞55～60	＞60
0.4	—	—	—	HRA	—	—	—	—
0.45	—	—	HRA	HRA	—	—	—	—
0.5	—	HRA	HRA	HRA	—	—	—	—
0.6	HRA	HRA	HRA	HRA	—	—	—	—
0.8	HRA	HRA	HRA	HRA	—	—	—	HRC
0.9	HRA	HRA	HRA	HRA	—	—	HRC	HRC
1.0	HRA	HRA	HRA	HRA	—	HRC	HRC	HRC
1.2	HRA	HRA	HRA	HRA	HRC	HRC	HRC	HRC

表 2.1-11　表面淬火界限硬度值

界限硬度值 HV	最低表面硬度					
	HRA	HR15N	HR30N	HR45N	HV	HRC
250	65～70	75～76	51～53	32～35	300～330	32～33
275	68	77～78	54～55	36～38	335～355	34～36
300	69～70	79	56～58	39～41	360～385	37～38
325	71	80～81	59～62	42～46	390～420	40～42
350	72～73	82～83	63～64	47～49	425～455	43～45
375	74	84	65～66	50～52	460～480	46～47
400	75	85	67～68	53～54	485～515	48～49
425	76	86	69～70	55～57	520～545	50～51
450	77	87	71	58～59	550～575	52～53

续表 2.1-11

界限硬度值 HV	最低表面硬度					
	HRA	HR15N	HR30N	HR45N	HV	HRC
475	78	88	72~73	60~61	580~605	54
500	79	89	74	62~63	610~635	55~56
525	80	—	75~76	64~65	640~665	57
550	81	90	77	66~67	670~705	58~59
575	82	—	78	68	710~730	60
600	—	91	79	69	735~765	61~62
625	83	—	80	70	770~795	63
650	—	92	81	71~72	800~835	64
670	84	—	82	73	840~865	65

4）标注示例 图 2.1-4 所示为局部感应加热淬火回火标注方法示例。该例表示：离轴端 15 mm ± 5 mm 处开始，在长 30^{+5}_{0} mm 一段内感应加热淬火回火，表面硬度 $620HV_{30}$ ~ $780HV_{30}$，有效硬化层深度 0.8 mm ~ 1.6 mm。

（4）渗碳和碳氮共渗零件

表 2.1-12 表面淬火有效硬化层深度和相应的上偏差

mm

最小有效硬化层深度 DS	上 偏 差	
	感应淬火	火焰淬火
0.1	0.1	—
0.2	0.2	—
0.4	0.4	—
0.6	0.6	—
0.8	0.8	—
1.0	1.0	—
1.3	1.1	—
1.6	1.3	2.0
2.0	1.6	2.0
2.5	1.8	2.0
3.0	2.0	2.0
4.0	2.5	2.5
5.0	3.0	3.0

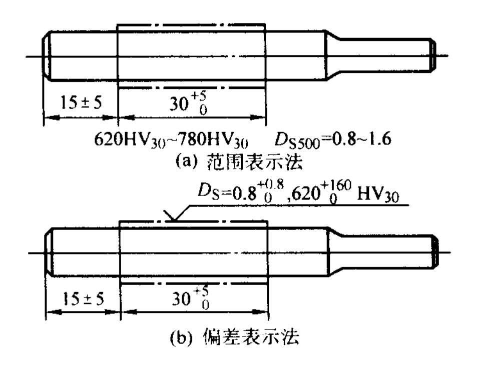


图 2.1-4 局部感应加热淬火回火标注方法

渗碳后淬火回火和碳氮共渗后淬火回火的零件标注的主要技术要求是表面硬度、心部硬度和有效硬化层深度，其他技术要求（如渗层金相组织、渗层碳浓度或硬度分布、心部力学性能等）按（1）中 3）的规定执行。

1）表面硬度 渗碳后淬火回火和碳氮共渗后淬火回火的零件的表面硬度要求，通常以维氏硬度或洛氏硬度表示，对应的最小有效硬化层深度和试验力与表面淬火零件相同。

2）心部硬度 对渗碳后淬火回火或碳氮共渗后淬火回火的零件心部硬度有要求时，应予标注。

3）渗层的有效硬化层深度 渗碳后淬火回火或碳氮共渗后淬火回火零件有效硬化层深度（D_C）在图样上的表示方法，与表面淬火有效硬化层深度 D_S 基本相同。

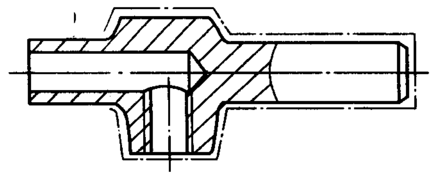
渗碳后淬火回火或碳氮共渗后淬火回火的界限硬度值是恒定的，通常取 $550HV_1$。标注时一般可省略。特殊情况下可以不采用 $550HV_1$ 作界限硬度值，此时 D_C 后必须注明商定的界限硬度值和试验力。

推荐的渗碳后淬火回火或碳氮共渗后淬火回火有效硬化层深度（D_C）及上偏差见表 2.1-13。

表 2.1-13 推荐的渗碳淬火回火或碳氮共渗后淬火回火有效硬化层深度及上偏差 mm

有效硬化层深度 D_C	上 偏 差
0.05	0.03
0.07	0.05
0.1	0.1
0.3	0.2
0.5	0.3
0.8	0.4
1.2	0.5
1.6	0.6
2.0	0.8
2.5	1.0
3.0	1.2

4）标注示例 图 2.1-5 所示为局部渗碳标注方法示例，对零件不同部位有不同的要求，要求渗碳后淬火回火部位用粗点划线框出；有的部位允许同时渗碳淬硬也可以不渗碳淬硬，视工艺上是否有利而定，用虚线表示；未标出部位，既不允许渗碳也不允许淬硬。



局部渗碳淬火回火，57HRC~63HRC，D_C=1.2~1.7

图 2.1-5 局部渗碳标注方法

（5）渗氮（氮化）零件

气体渗氮或离子渗氮零件的主要技术要求是表面硬度、心部硬度和有效渗氮层深度。某些零件还有渗氮层脆性要求。其他技术要求（如渗氮层金相组织、渗氮层硬度分布、

心部力学性能等）按（1）中3）的规定执行。

1）表面硬度　表面硬度常用维氏硬度表示，表面硬度值由于检测方法不同而有差异，也因有效渗氮层深度不同而有差异，标注时应准确选择。

有效渗氮层深度不大于0.3 mm时按 GB/T 9451《钢件薄表面总硬化层深度或有效硬化层深度的测定》执行，大于0.3 mm时按 GB/T 11354《钢铁零件渗氮层深度测定和金相组织检验》执行。

经协商同意，也可以采用其他硬度检测方法表示。

对渗氮零件心部硬度有要求时，应特别说明。心部硬度通常允许以预备热处理后的检测结果为准，以维氏硬度、布氏硬度或洛氏硬度表示。

2）有效渗氮层深度　图样上标注渗氮层深度，除非另有说明，一般均指有效渗氮层深度，见（1）中5）。其表示方法与 D_S、D_C 基本相同，在图样上的标注方法见（5）中4）。

采用2.94 N（0.3 kgf）的维氏硬度试验力测量有效渗氮层深度 D_N 时，D_N 后不标注界限硬度值；当采用其他试验力时，应在 D_N 后加试验力值，如 D_N $HV_{0.5}=0.3\sim0.4$。

一般零件推荐的最小有效渗氮层深度（D_N）及上偏差见表2.1-14。

表 2.1-14　推荐的最小有效渗氮层深度及上偏差

mm

有效渗氮层深度 D_N	上　偏　差
0.05	0.02
0.1	0.05
0.15	0.05
0.2	0.1
0.25	0.1
0.3	0.1
0.35	0.15
0.4	0.2
0.5	0.25
0.6	0.3
0.75	0.3

技术要求的最小有效渗氮层深度、最低表面硬度与硬度试验力之间的关系见表2.1-15。表内检验方法通常是指允许采用最大试验力，允许用较低的试验力代替表中规定的试验力，如用 HV_{10} 代替 HV_{30}。

表 2.1-15　技术要求的最小有效渗氮层深度、最低表面硬度与试验力之间的关系

最小有效渗氮层深度/mm	最低表面硬度 HV						
	200～300	>300～400	>400～500	>500～600	>600～700	>700～800	>800
0.05	—	—	—	$HV_{0.5}$	$HV_{0.5}$	$HV_{0.5}$	$HV_{0.5}$
0.07	—	$HV_{0.5}$	$HV_{0.5}$	$HV_{0.5}$	$HV_{0.5}$	HV_1	HV_1
0.08	$HV_{0.5}$	$HV_{0.5}$	$HV_{0.5}$	$HV_{0.5}$	HV_1	HV_1	HV_1
0.09	$HV_{0.5}$	$HV_{0.5}$	$HV_{0.5}$	HV_1	HV_1	HV_1	HV_1
0.1	$HV_{0.5}$	HV_1	HV_1	HV_1	HV_1	HV_1	HV_3
0.15	HV_1	HV_1	HV_3	HV_3	HV_3	HV_3	HV_5
0.2	HV_1	HV_3	HV_5	HV_5	HV_5	HV_5	HV_5
0.25	HV_3	HV_5	HV_5	HV_5	HV_{10}	HV_{10}	HV_{10}
0.3	HV_3	HV_5	HV_{10}	HV_{10}	HV_{10}	HV_{10}	HV_{10}
0.4	HV_5	HV_{10}	HV_{10}	HV_{10}	HV_{10}	HV_{30}	HV_{30}
0.45	HV_5	HV_{10}	HV_{10}	HV_{10}	HV_{30}	HV_{30}	HV_{30}
0.5	HV_{10}	HV_{10}	HV_{10}	HV_{30}	HV_{30}	HV_{30}	HV_{30}
0.55	HV_{10}	HV_{10}	HV_{30}	HV_{30}	HV_{50}	HV_{50}	HV_{50}
0.6	HV_{10}	HV_{10}	HV_{30}	HV_{30}	HV_{50}	HV_{50}	HV_{50}
0.65	HV_{10}	HV_{30}	HV_{30}	HV_{50}	HV_{50}	HV_{50}	HV_{50}
0.7	HV_{10}	HV_{30}	HV_{50}	HV_{50}	HV_{50}	HV_{50}	HV_{50}
0.75	HV_{20}	HV_{30}	HV_{50}	HV_{50}	HV_{50}	HV_{100}	HV_{100}

3）总渗氮层深度　总渗氮层深度是氮渗入的总深度，一般指从表面测量到与基体的硬度或组织无差别处的垂直距离，单位 mm。

总渗氮层深度包括化合物层和扩散层两部分。零件以化合物层厚度代替 D_N 要求时，应特别说明。厚度要求随零件服役条件不同而改变，一般零件推荐的化合物层厚度及公差值见表2.1-16。

4）标注示例　图2.1-6所示为渗氮零件的标注方法，渗氮部位边缘以粗点划线予以标注，并规定了硬度检测点位置。虚线部位允许渗氮或不允许渗氮视对工艺是否有利，由

工艺决定。未标注部位不允许渗氮，如需防渗，必须说明。

表 2.1-16　推荐的化合物层厚度及公差　mm

化合物层厚度	上 偏 差
0.005	0.003
0.008	0.004
0.010	0.005
0.012	0.006
0.015	0.008
0.020	0.010
0.024	0.012

10

局部渗氮，硬度不小于 800HV$_{30}$
D_N=0.4~0.6mm，脆性不大于 3 级

图 2.1-6　渗氮零件的标注方法

(6) 其他热处理零件

1) 本条所述其他热处理零件是指除 (2) ~ (5) 以外其他热处理工艺为最终状态的零件。

2) 其他热处理零件的热处理技术要求在零件图样上的表示方法可参照 (1) 的规定执行。

编写：樊东黎（全国热处理学会）
火树鹏（江苏工业大学）

第2章　材料热处理术语

1　金属热处理工艺术语

1.1　总类

1）热处理　采用适当的方式对金属材料或工件（以下简称工件）进行加热、保温和冷却以获得预期的组织结构与性能的工艺。

2）整体热处理　对工件整体进行穿透加热的热处理。

3）化学热处理　将工件置于适当的活性介质中加热、保温，使一种或几种元素渗入其表层，以改变其化学成分、组织和性能的热处理。

4）化合物层　化学热处理、物理气相沉积和化学气相沉积时在工件表面形成的化合物层。

5）扩散层　化学热处理时工件化合物层之下的渗层和化学气相沉积时化合物溶解并进行扩散的内层，统称扩散层。

6）表面热处理　为改变工件表面的组织和性能，仅对其表面进行热处理的工艺。

7）局部热处理　仅对工件的某一部位或几个部位进行热处理的工艺。

8）预备热处理　为调整原始组织，以保证工件最终热处理或（和）切削加工质量，预先进行热处理的工艺。

9）真空热处理　在低于 1×10^5 Pa（通常是 10^{-1} ~ 10^{-3} Pa）的环境中加热的热处理工艺。

10）光亮热处理　工件在热处理过程中基本不氧化，表面保持光亮的热处理。

11）磁场热处理　为改善某些铁磁性材料的磁性能而在磁场中进行的热处理。

12）可控气氛热处理　为达到无氧化、无脱碳或按要求增碳，在成分可控的炉气中进行的热处理。

13）保护气氛热处理　在工件表面不氧化的气氛或惰性气体中进行的热处理。

14）离子轰击热处理　在低于 1×10^5 Pa（通常是 10^{-1} ~ 10^{-3} Pa）的特定气氛中利用工件（阴极）和阳极之间等离子体辉光放电进行的热处理。

15）流态床热处理　工件在由气流和悬浮其中的固体粉粒构成的流态层中进行的热处理。

16）高能束热处理　利用激光、电子束、等离子弧、感应涡流或火焰等高功率密度能源加热工件的热处理工艺总称。

17）稳定化处理　为使工件在长期服役的条件下形状和尺寸变化能够保持在规定范围内的热处理。

18）形变热处理　将塑性变形和热处理结合，以提高工件力学性能的复合工艺。

19）复合热处理　将多种热处理工艺合理组合，以便更有效地改善工件使用性能的复合工艺。

20）修复热处理　指对长期运行后的热处理件（工件）在尚未发生不可恢复的损伤之前，通过一定的热处理工艺，使其组织结构得以改善，使用性能或（和）几何尺寸得以恢复，服役寿命得以延长的热处理技术。

21）清洁热处理　作为一种可持续发展的生产方式之一的清洁热处理主要包括少、无污染，少、无氧化与节能的热处理技术。它反映了经济效益、社会效益与环境效益的统一。

22）热处理工艺周期　通过加热、保温、冷却，完成一种热处理工艺过程的周期。

23）加热制度　对一个工艺周期内工件或加热介质在加热阶段温度变化的规定。

24）预热　为减少畸变，避免开裂，在工件加热至最终温度前进行的一次或数次阶段性保温的过程。

25）加热速度　在给定温度区间单位时间内工件或介质温度的平均增值。

26）差温加热　有目的地在工件中产生温度梯度的加热。

27）纵向移动加热　工件在热源内纵向连续移动或热源沿工件纵向连续移动进行的加热。

28）旋转加热　工件在热源内（外）旋转进行的加热。

29）保温　工件或加热介质在工艺规定温度下恒温保持一定时间的操作。恒温保持的时间和温度分别称保温时间和保温温度。

30）有效厚度　工件各部位壁厚不同时，如按某处壁厚确定加热时间即可保证热处理质量，则该处的壁厚称为工件的有效厚度。

31）奥氏体化　工件加热至 A_{c_3} 或 A_{c_1} 以上，以全部或部分获得奥氏体组织的操作称为奥氏体化。工件进行奥氏体化的保温温度和保温时间分别称为奥氏体化温度和奥氏体化时间。

32）可控气氛　成分可控、具有氧化 - 还原、增碳 - 脱碳效果控制的炉中气体混合物。其中包括放热式气氛、吸热式气氛、放热 - 吸热式气氛、有机液体裂解气氛、氮基气氛、氨制备气氛、木炭制备气氛和氢气等。

33）吸热式气氛　将气体燃料和空气以一定比例混合，在一定的温度于催化剂作用下通过吸热反应裂解生成的气氛。可燃，易爆，具有还原性。一般用作工件的无脱碳加热介质或渗碳时的载气。

34）放热式气氛　将气体燃料和空气以接近完全燃烧的比例混合，通过燃烧、冷却、除尘等过程而制备的气氛。根据 H_2、CO 的含量可分为浓型和淡型两种。浓型可燃，易爆，可作为退火、正火和淬火的无氧化、微脱碳加热保护气氛。淡型不可燃，不易爆，可作为无氧化加热保护气氛和使用吸热式气氛时的排除炉中空气的置换气氛。

35）放热 - 吸热式气氛　用吸热式气氛发生器原理制备，吸热式气氛的热源是放热式的燃烧。燃烧产物添加少量燃料即可进行吸热式反应。这种气氛兼有吸热和放热两种气氛的用途，且制备成本低和具有节能效果。

36）滴注式气氛　把含碳有机液体（一般用甲醇）定量滴入加热到一定温度、密封良好的炉内，在炉内裂解形成的气氛。甲醇裂解气可用作渗碳载气，添加乙酸乙酯、丙酮、异丙醇、煤油等可提高碳势，作为渗碳气氛。

37）氮基气氛　一般指含氮在90%以上的混合气体、精净化放热式气氛、氨燃烧净化气氛、空气液化分馏氮气，用碳分子筛常温空气分离制氮和薄膜空分制氮的气氛都属此类。当前，后两种气氛使用较多。氮基气氛，即使是高纯氮也含微量氧，直接使用不能使工件获得无氧化加热效果，一般需添加少量甲醇。氮基气氛可用作工件无氧化加热保护气氛，也可用作渗碳载气。

38）合成气氛　把纯氮和甲醇裂解气按一定比例混合可

视作吸热式气氛作为渗碳载气，此即合成气氛。碳分子筛和薄膜空分制氮法问世后，配制合成气氛被认为是一种便宜和节能的可控气氛制备方法。尤其在我国，采用合成气氛是解决制备可控气源的一条主要出路。

39）直生式气氛　将气体燃料和空气按吸热式气氛的比例配好，直接通入渗碳炉中，在炉内裂解成所需成分的气氛。利用氧探头和微处理机以及碳势控制系统，可以实现这种气氛的碳势精确控制。采用直生式气氛省略了气体发生炉，可以节约能耗。

40）中性气氛　在给定温度下不与被加热工件发生化学反应的气氛。

41）氧化气氛　在给定温度下与被加热工件发生氧化反应的气氛。

42）还原气氛　在给定条件下可使金属氧化物还原的气氛。

43）冷却制度　对工件热处理冷却条件（冷却介质、冷却速度）所作的规定。

44）冷却速度　热处理冷却过程中在某一指定温度区间或某一温度下，工件温度随时间下降的速率。前者称为平均冷却速度，后者称为瞬时冷却速度。

45）马氏体临界冷却速度　工件淬火时可抑制非马氏体转变的冷却速度低限。

46）冷却曲线　显示热处理冷却过程中工件温度随时间变化的曲线。

47）特性冷却曲线　规定试样的心部冷却速度随温度变化的特性曲线，它反映了液态介质对试样在不同温度下的冷却速度。

48）炉冷　工件在热处理炉中加热保温后，切断炉子能源，使工件随炉冷却的方式。

49）淬冷烈度　表征淬火介质从热工件中吸取热量能力的指标，以 H 值来表示。几种介质的淬火冷却烈度见表 2.1-1。

表 2.1-1　淬火冷却烈度 H

搅动静况	空　气	油	水	盐　水
静止	0.02	0.25 ~ 0.30	0.9 ~ 1.0	2.0
中等	—	0.35 ~ 0.40	1.1 ~ 1.2	—
强	—	0.50 ~ 0.80	1.6 ~ 2.0	—
强烈	0.08	0.80 ~ 1.10	4.0	5.0

50）等温转变　工件奥氏体化后，冷却到临界点（A_{r_1} 或 A_{r_3}）以下等温保持时过冷奥氏体发生的转变。

51）连续冷却转变　工件奥氏体化以不同冷却速度连续冷却时过冷奥氏体发生的转变

52）等温转变图、奥氏体等温转变图　过冷奥氏体在不同温度等温保持时，温度、时间与转变产物所占百分数（转变开始及转变终止）的关系曲线图。

53）连续冷却转变图、奥氏体连续冷却转变图　工件奥氏体化后连续冷却时，过冷奥氏体开始转变及转变终止的时间、温度及转变产物与冷却速度之间的关系曲线图。

54）孕育期　工件的不平衡组织在给定温度恒温保持时，从到达该温度至开始发生组织转变所经历的时间。

1.2　退火类

1）退火　工件加热到适当温度，保持一定时间，然后缓慢冷却的热处理工艺。

2）再结晶退火　经冷塑性变形加工的工件加热到再结晶温度以上，保持适当时间，通过再结晶使冷变形过程中产生的晶体学缺陷基本消失，重新形成均匀的等轴晶粒，以消除形变强化效应和残余应力的退火。

3）等温退火　工件加热到高于 A_{c_3}（或 A_{c_1}）的温度，保持适当时间后，较快地冷却到珠光体转变温度区间的适当温度并等温保持，使奥氏体转变为珠光体类组织后在空气中冷却的退火。

4）球化退火　为使工件中的碳化物球状化而进行的退火。

5）预防白点退火　为防止工件在热形变加工后的冷却过程中因氢呈气态析出而形成发裂（白点），在形变加工完结后直接进行的退火。其目的是使氢扩散到工件之外。

6）脱氢处理　在工件组织不发生变化的条件下，通过低温加热、保温，使工件内的氢向外扩散进入大气中的退火。

7）光亮退火　工件在热处理过程中基本不氧化，表面保持光亮的退火。

8）中间退火　为消除工件形变强化效应，改善塑性，便于实施后继工序而进行的工序间退火。

9）均匀化退火　以减少工件化学成分和组织的不均匀程度为主要目的，将其加热到高温并长时间保温，然后缓慢冷却的退火。

10）稳定化退火　为使工件中微细的显微组成物沉淀或球化的退火。例如某些奥氏体不锈钢在 850℃附近进行稳定化退火，沉淀出 TiC、NbC、TaC，防止耐晶间腐蚀性能降低。

11）去应力退火　为去除工件塑性变形加工、切削加工或焊接造成的内应力及铸件内存在的残余应力而进行的退火。

12）完全退火　将工件完全奥氏体化后缓慢冷却，获得接近平衡组织的退火。

13）不完全退火　将工件部分奥氏体化后缓慢冷却的退火。

14）晶粒粗化退火　将工件加热至比正常退火较高的温度，保持较长时间，使晶粒粗化以改善材料被切削加工性能的退火。

15）双联退火　中间不冷至室温，前后接续的两次退火。

16）快速退火　采用高能束或其他能源将工件加热至比正常退火较高的温度并短暂保温的退火。

17）亚相变点退火　工件在低于 A_{c_1} 温度进行的退火工艺的总称。其中包括亚相变点球化退火、再结晶退火、去应力退火等。

18）连续退火　用连续作业炉实施的退火。

19）可锻化退火　使成分适宜的白口铸铁中的碳化物分解并形成团絮状石墨的退火。

20）石墨化退火　为使铸铁内莱氏体中的渗碳体或（和）游离渗碳体分解而进行的退火。

21）装箱退火　将工件装入有保护介质的密封容器中加热的退火。

22）真空退火　在低于 1×10^5 Pa（通常是 10^{-1} ~ 10^{-3} Pa）的环境中进行的退火。

23）感应加热退火　利用感应涡流加热进行的退火。

24）火焰退火　利用火焰加热进行的退火。

25）等温形变珠光体化处理　工件加热奥氏体化后，过冷到珠光体转变区的中段，在珠光体形成过程中塑性加工成形的联合工艺。

26）晶粒细化处理　以减小工件晶粒尺寸或改善组织均匀性为目的而进行的热处理。

27）正火　工件加热奥氏体化后在空气中冷却的热处理工艺。

28）两段正火　工件加热奥氏体化后，在静止的空气中冷却到 A_{r_1} 附近即转入炉中缓慢冷却的正火。

29）等温正火　工件加热奥氏体化后，采用强制吹风快冷到珠光体转变区的某一温度，并保温以获得珠光体型组织，然后在空气中冷却的正火。

30）两次正火、多重正火　工件（主要为铸锻件）进行两次或两次以上的重复正火。

1.3　淬火类

1）淬火　工件加热奥氏体化后以适当方式冷却获得马氏体或（和）贝氏体组织的热处理工艺。最常见的有水冷淬火、油冷淬火、空冷淬火等。

2）淬火冷却、淬冷　工件淬火周期中的冷却部分。

3）局部淬火　仅对工件需要硬化的局部进行的淬火。

4）表面淬火　仅对工件表层进行的淬火。其中包括感应淬火、接触电阻加热淬火、火焰淬火、激光淬火、电子束淬火等。

5）气冷淬火　专指在真空中加热和在高速循环的负压、常压或高压的中性和惰性气体中进行的淬火冷却。

6）风冷淬火　以强迫流动的空气或压缩空气作为冷却介质的淬火冷却。

7）盐水淬火　以盐类的水溶液作为冷却介质的淬火冷却。

8）有机聚合物水溶液淬火　以有机高分子聚合物的水溶液作为冷却介质的淬火冷却。

9）喷液淬火　用喷射液流作为冷却介质的淬火冷却。

10）喷雾冷却　工件在水和空气混合喷射的雾中进行的淬火冷却。

11）热浴淬火　工件在熔盐、熔碱、熔融金属或高温油等热浴中进行的淬火冷却，如盐浴淬火、铅浴淬火、碱浴淬火等。

12）双介质淬火、双液淬火　工件加热奥氏体化后先浸入冷却能力强的介质，在组织即将发生马氏体转变时立即转入冷却能力弱的介质中冷却。

13）加压淬火、模压淬火　工件加热奥氏体化后在特定夹具夹持下进行的淬火冷却，其目的在于减少淬火冷却畸变。

14）透淬　工件从表面至心部全部硬化的淬火。

15）贝氏体等温淬火、等温淬火　工件加热奥氏体化后快冷到贝氏体转变温度区间等温保持，使奥氏体转变为贝氏体的淬火。

16）马氏体分级淬火、分级淬火　工件加热奥氏体化后浸入温度稍高或稍低于 M_s 点的碱浴或盐浴中保持适当时间，在工件整体达到介质温度后取出空冷以获得马氏体的淬火。

17）亚温淬火　亚共析钢制工件在 $A_{c_1} \sim A_{c_3}$ 温度区间奥氏体化后淬火冷却，获得马氏体及铁素体组织的淬火。

18）直接淬火　工件渗碳后直接淬火冷却的工艺。

19）两次淬火　工件渗碳冷却后，先在高于 A_{c_3} 的温度奥氏体化并淬冷以细化心部组织，随即在略高于 A_{c_1} 的温度奥氏体化以细化渗层组织的淬火。

20）自冷淬火　工件局部或表层快速加热奥氏体化后，加热区的热量自行向未加热区传导，从而使奥氏体化区迅速冷却的淬火。

21）脉冲淬火　用高功率密度的脉冲能束使工件表层加热奥氏体化，热量随即在极短的时间内传入工件内部的自冷淬火。

22）电子束淬火　以电子束作为能源，以极快速度加热工件的自冷淬火。

23）激光淬火　以激光作为能源，以极快的速度加热工件的自冷淬火。

24）火焰淬火　利用氧乙炔（或其他可燃气）火焰使工件表层加热并快速冷却的淬火。

25）感应淬火　利用感应电流通过工件所产生的热量，使工件表层、局部或整体加热并快速冷却的淬火。

26）接触电阻加热淬火　借助电极（高导电材料的滚轮）与工件的接触电阻加热工件表层，并快速冷却（自冷）的淬火。

27）电解液淬火　工件欲淬硬的部位浸入电解液中接阴极，电解液槽接阳极，通电后由于阴极效应而将浸入部位加热奥氏体化，断电后被电解液冷却的淬火。

28）光亮淬火　工件在可控气氛、惰性气体或真空中加热，并在适当介质中冷却，或盐浴加热在碱浴中冷却，以获得光亮或光洁金属表面的淬火。

29）形变淬火　工件热加工成形后由高温淬冷的淬火。常用的是锻造余热淬火。

30）延迟淬火、预冷淬火　工件加热奥氏体化后浸入淬火冷却介质前先在空气中停留适当时间（延迟时间）的淬火。

31）定时淬火　工件在淬冷介质中按工艺规定时间停留的淬火。

32）冷处理　工件淬火冷却到室温后，继续在一般致冷设备或低温介质中冷却的工艺。

33）深冷处理　工件淬火后继续在液氮或液氮蒸气中冷却的工艺。

34）淬硬性　以钢在理想条件下淬火所能达到的最高硬度来表征的材料特征。

35）淬透性　以在规定条件下钢试样淬硬深度和硬度分布表征的材料特征。

36）淬硬层　工件从奥氏体状态急冷硬化的表层。一般以有效淬硬深度来定义。

37）有效淬硬深度　从淬硬的工件表面量至规定硬度值（一般为 550HV）处的垂直距离。

38）临界直径　钢制圆柱试样在某种介质中淬冷后，中心得到全部马氏体或 50% 马氏体组织的最大直径，以 d_c 表示。

39）理想临界直径　在淬火冷却烈度为无限大的理想淬冷介质中淬火冷却时，圆柱钢试样全部淬透的临界直径，用 d_{ic} 表示。

40）端淬试验　将标准端淬试样（$\phi 25 \times 100$ mm）加热奥氏体化后在专用设备上对其下端喷水冷却，冷却后沿轴线方向测出硬度-距水冷端距离关系曲线的试验方法。它是测定钢的淬透性的主要方法。

41）淬透性曲线　用钢试样进行端淬试验测得的硬度-距水冷端距离的关系曲线

42）淬透性带　同一牌号的钢因化学成分或奥氏体晶粒度的波动而引起的淬透性曲线变动的范围。

43）U 形曲线　用圆柱形试样测定钢的淬透性时，淬火后横截面上沿直径方向的硬度分布曲线。一般呈 U 形。

44）硬度分布　工件淬火后，硬度从表面向心部随距离的变化。

45）索氏体化处理、派登脱处理　高强度钢丝或钢带制造中的一种特殊热处理方法。其工艺过程是将中碳钢或高碳钢线材或带材加热奥氏体化后在 A_{c_1} 以下适当温度（≈500℃）的热浴中等温或在强制流动的气流中冷却以获得索氏体或以索氏体为主的组织。这种组织适于冷拔，冷拔后获得优异的

强韧性配合。可分为铅浴索氏体化处理、盐浴索氏体化处理、风冷索氏体化处理和流态床索氏体化处理等多种。

46）表面熔凝处理　用激光、电子束等快速加热，使工件表层熔化后通过自冷迅速凝固的工艺。

1.4　回火类

1）回火　工件淬硬后加热到 A_{c_1} 以下的某一温度，保温一定时间，然后冷却到室温的热处理工艺。

2）真空回火　工件在真空炉中先抽到一定真空度，然后充惰性气体的回火。

3）加压回火　同时施加压力以校正淬火冷却畸变的回火。

4）自热回火、自回火　利用局部或表层淬硬工件内部的余热使淬硬部分回火。

5）自发回火　形成马氏体的快速冷却过程中因工件 M_s 点较高而自发地发生回火的现象。低碳钢在淬火冷却时就发生这一现象。

6）低温回火　工件在 250℃以下进行的回火。

7）中温回火　工件在 250～500℃之间进行的回火。

8）高温回火　工件在 500℃以上进行的回火。

9）多次回火　工件淬硬后进行的两次或两次以上的回火。

10）二次硬化　一些高合金钢在一次或多次回火后硬度上升的现象。这种硬化现象是由于碳化物弥散析出和（或）残留奥氏体转变为马氏体或贝氏体所致。

11）回火色　回火时在工件表面形成的氧化膜的颜色。回火色因回火温度及时间不同而异。如 230℃为黄色，265℃为棕红色等。

12）耐回火性　工件回火时抵抗软化的能力。

13）调质　工件淬火并高温回火的复合热处理工艺。

1.5　固溶热处理类

1）固溶处理　工件加热至适当温度并保温，使过剩相充分溶解，然后快速冷却以获得过饱和固溶体的热处理工艺。

2）水韧处理　为改善某些奥氏体钢的组织以提高材料韧度，将工件加热到高温使过剩相溶解，然后水冷的热处理。例如高锰钢（Mn13）加热到 1 000～1 100℃保温后水冷，以消除沿晶界或滑移带析出的碳化物，从而得到高韧度和高耐磨性。

3）沉淀硬化　在过饱和固体中形成溶质原子偏聚区和（或）析出弥散分布的强化相而使金属硬化的热处理。

4）时效处理　工件经固溶处理或淬火后在室温或高于室温的适当温度保温，以达到沉淀硬化的目的。在室温下进行的称自然时效，在高于室温下进行的称人工时效。

5）分级时效处理　工件固溶处理后进行二次或多次逐级提高温度加热的人工时效处理。

6）过时效处理　工件经固溶处理后用比能获得最佳力学性能高得多的温度或长得多的时间进行的时效处理。

7）马氏体时效处理　碳含极低的铁基合金马氏体的沉淀硬化处理。

8）天然稳定化处理　将铸铁在露天长期（数月乃至数年）放置，使铸件的内应力逐渐松弛，并使其尺寸趋于稳定。

9）回归　某些经固溶处理的铝合金自然时效硬化后，在低于固溶处理的温度（120～180℃）短时间加热后力学性能恢复到固溶热处理状态的现象。

10）形变时效　铝合金、铜合金冷塑性加工与时效相结合的复合处理。

1.6　渗碳类

1）渗碳　为提高工件表层的含碳量并在其中形成一定的碳含量梯度，将工件在渗碳介质中加热、保温，使碳原子渗入的化学热处理工艺。

2）固体渗碳　将工件放在填充粒状渗碳剂的密封箱中进行的渗碳。

3）膏剂渗碳　工件表面以膏状渗碳剂涂覆进行的渗碳。

4）盐浴渗碳、液体渗碳　工件在含有渗碳剂的熔盐中进行的渗碳。

5）气体渗碳　工件在含碳气体中进行的渗碳。

6）滴注式渗碳　将苯、醇、酮、煤油等液体渗碳剂直接滴入炉内裂解进行的气体渗碳。

7）离子渗碳　在低于 1×10^5 Pa（通常是 $10\sim10^{-1}$ Pa）渗碳气氛中，利用工件（阴件）和阳极之间产生的辉光放电进行的渗碳。

8）流态床渗碳　在含碳的流态床中进行的渗碳。

9）电解渗碳　在作为阴极的工件和与之同置于盐浴中的石墨阳极之间接通电源进行的渗碳。

10）真空渗碳　在低于 1×10^5 Pa（通常是 $10\sim10^{-1}$ Pa）的条件下于渗碳气氛中进行的渗碳。

11）高温渗碳　在 950℃以上进行的渗碳。

12）局部渗碳　仅对工件某一部分或某些区域进行的渗碳。

13）穿透渗碳　薄工件从表面至中心全部渗透的渗碳。

14）碳化物弥散强化渗碳　使渗碳表层获得细小分散碳化物以提高工件服役能力的渗碳。

15）薄层渗碳　工件渗碳淬火后，表面总硬化层深度或有效硬化层深度小于或等于 0.3 mm 的渗碳。

16）深层渗碳　工件在渗碳淬火后有效硬化层深度达 3 mm以上的渗碳。

17）复碳　工件因某种原因脱碳后，为恢复初始碳含量而进行的渗碳。

18）碳势　表征含碳气氛在一定温度下改变工件表面碳含量能力的参数，通常用氧探头监控，用低碳碳素钢箔片在含碳气氛中的平衡碳含量定量监测。

19）露点　指气氛中水蒸气开始凝结的温度。露点与气氛中的水汽含量成正比，气氛中的水汽含量愈高，露点愈高。进行气体渗碳时，可通过测定露点间接确定气氛的碳势。

20）强渗期　工件在高碳势渗碳气氛条件下进行渗碳，使其表面迅速达到高碳浓度的阶段。

21）扩散期　强渗结束后，特意降低气氛碳势使由富碳表层向内扩散的碳量超过介质传递给工件表面的碳量，从而使渗层碳浓度梯度趋于平缓的阶段。

22）渗碳层　渗碳工件碳含量高于原材料的表层。

23）碳含量分布　在沿渗碳工件与表面垂直的方向上碳在渗层中的分布。

24）渗碳层深度　由渗碳工件表面向内至碳含量为规定值处［一般为 w（C）0.4%］的垂直距离。

25）渗碳淬火有效硬化层深度　由渗碳淬火后的工件表面测直径到规定硬度（550HV）处垂直距离，以 D_C 表示。测定硬度时所用的试验力为 9.807 N。

26）碳活度　与渗碳有关的碳活度通常是指碳在奥氏体中的活度。它与奥氏体中碳的浓度成正比，比值称为活度系数。这个活度系数又是温度、奥氏体中溶入的合金元素品种及各自的浓度以及碳的浓度的函数。其物理意义是碳在奥氏体中的有效浓度。

27）碳可用率　在气氛碳势从1%降至0.9%时，1 m^3（标准状态下）气体可传递到工件表面的碳量（以 g/m^3 表示）。

28）碳传递系数　单位时间（s）内气氛传递到工件表面单位面积的碳量（碳通量）与气氛碳势和工件表面碳含量（碳钢）之间的差值之比。

29）空白渗碳　为预测工件渗碳后心部组织特征及可达到的力学性能，用试样在中性介质中进行与原定渗碳淬火周期完全相同的热处理。

30）碳化物形成元素　钢铁中与碳的化学亲和力比铁高的合金元素。

1.7　渗氮类

1）渗氮、氮化　在一定温度下于一定介质中使氮原子渗人工件表层的化学热处理工艺。

2）液体渗氮　在含渗氮剂的熔盐中进行的渗氮。

3）气体渗氮　在可提供活性氮原子的气体中进行的渗氮。

4）离子渗氮　在低于 1×10^5 Pa（通常是 $10^{-1}\sim10^{-3}$ Pa）的渗氮气氛中，利用工件（阴极）和阳极之间产生的辉光放电进行的渗氮。

5）一段渗氮　在一定温度和一定氮势下进行的渗氮。

6）多段渗氮　在两个或两个以上的温度和多种氮势条件下分别进行渗氮。

7）退氮　为使渗氮件表层去除过多的氮而进行的工艺过程。

8）氮化物　氮与金属元素形成的化合物。碳钢渗氮时常见的氮化物有 $\gamma'-Fe_4N$，$\varepsilon-Fe_{(2\sim3)}N$，$\zeta-Fe_2N$ 等。

9）氨分解率　气体渗氮时，通入炉中的氨分解为氢和活性氮原子的程度，一般以百分比值来表示。在一定渗氮温度下，氨分解率取决于供氨量。供氨愈多，分解率愈低，工件表面氮含量愈高。供氨量固定时，温度愈高，分解率愈高。氨分解率是渗氮的重要工艺参数。

10）氮势　表征渗氮气氛在一定温度下向工件提供活性氮原子能力的参数，通常通过调整氨分解率进行监控，氨流量愈大，氨分解率愈低，气氛氮势愈高。

11）渗氮层深度　渗氮层包括化合物层（白亮层）和扩散层，其深度从工件表面测至与基体组织有明显的分界处或规定的界限硬度值处的垂直距离，以 D_N 表示。

12）复合氮化物　两种或多种元素（通常是金属元素）与氮构成的化合物。

13）氮化物形成元素　钢中与氮的化学亲和力比铁高的合金元素。

14）渗氮白亮层　渗氮工件表层以 $\varepsilon-Fe_{(2\sim3)}N$ 为主的白亮层，也叫化合物层。

15）空白渗氮　在既不增氮又不脱氮的中性介质中进行的与渗氮热循环相同的试验。目的是了解按这种热循环渗氮后工件心部组织和力学性能是否能满足预定的要求。

1.8　渗其他非金属及渗金属类

1）渗硼　将硼渗人工件表层的化学热处理工艺，其中包括用粉末或颗粒状的渗硼介质进行的固体渗硼，用熔融渗硼介质进行的液体渗硼，在电解的熔融渗硼介质中进行的电解渗硼，用气体渗硼介质进行的气体渗硼。

2）离子渗硼　在低于 1×10^5 Pa（通常是 $10\sim10^{-1}$ Pa）的渗硼气体介质中，利用工件（阴极）和阳极之间产生的辉光放电进行的渗硼。

3）硼化物层　渗硼过程中在工件表面形成的硼的化合物层。

4）渗硅　将硅渗人工件表层的化学热处理工艺。其中包括用粉末渗硅介质进行的固体渗硅，用气体渗硅介质进行的气体渗硅。

5）渗硫　将硫渗人工件表层的化学热处理工艺。

6）渗金属　工件在含有被渗金属元素的渗剂中加热到适当温度并保温，使这些元素渗人表层的化学热处理工艺。其中包括渗铝、渗铬、渗锌、渗钛、渗钒、渗钨、渗锑、渗铍和渗镍等。

7）离子渗金属　工件在含有被渗金属的等离子场中加热到较高温度，金属原子以较高速率在表面沉积并向内部扩散的工艺。

1.9　共渗类

1）多元共渗　将两种或多种元素同时渗人工件表层的化学热处理工艺。

2）碳氮共渗　在奥氏体状态下同时将碳、氮渗人工件表层，并以渗碳为主的化学热处理工艺。

3）液体碳氮共渗　在一定温度下以含氰化物的熔盐为介质进行的碳氮共渗。

4）气体碳氮共渗　在含碳、氮的气体介质中进行的碳氮共渗。

5）离子碳氮共渗　在低于 1×10^5 Pa（通常是 $10\sim10^{-1}$ Pa）的含碳、氮气体中，利用工件（阴极）和阳极之间的辉光放电进行的碳氮共渗。

6）氮碳共渗、软氮化　工件表层同时渗人氮和碳，并以渗氮为主的化学热处理工艺。在气体介质中进行的称气体氮碳共渗，在盐浴中进行的称液体氮碳共渗。

7）硫氮共渗　往工件表层同时渗人硫和氮的化学热处理工艺。

8）硫氮碳共渗　工件在含有氰盐和硫化物的熔盐中同时渗人硫、碳和氮的化学热处理工艺。

9）氧氮共渗、氧氮化　渗氮介质中添加氧的渗氮工艺。

10）氧氮碳共渗　氧参与渗人的氮碳共渗工艺。

11）铬铝共渗　铬和铝同时渗人工件表层的化学热处理工艺。与此类同的有铬铝硅共渗、铬硼共渗、铬硅共渗、铬钒共渗、铝硼共渗和钒硼共渗等。

1.10　表面处理及复合热处理类

1）发蓝处理、发黑　工件在空气－水蒸气或化学药物的溶液中处于室温或加热到适当温度，在工件表面形成一层蓝色或黑色氧化膜，以改善其耐蚀性和外观的表面处理工艺。

2）蒸汽处理　工件在500～560℃的过热蒸汽中加热并保持一定时间，在工件表面形成一层致密的 Fe_3O_4 氧化膜的表面处理工艺。

3）磷化　把工件浸入磷酸盐溶液中，在工件表面形成一层不溶于水的磷酸盐薄膜的表面处理工艺。

4）喷砂　以400～600 kPa的压缩空气将砂粒高速喷射到工件的表面上，以清除工件表面的氧化皮和粘附物。为减少喷砂粉尘对环境和人体的危害，现多采用液体喷砂。

5）喷丸　利用抛丸器或喷嘴将钢丸高速射向工件表面，以清除工件表面的氧化皮和粘附物。如抛射速度足够大，可在工件的表面形成压应力，达到提高工件疲劳强度的目的。

6）离子注入　将预先选择的元素原子电离，经电场加速，获得高能量后注人工件的表面改性工艺。

7）渗碳淬火加低温渗硫处理　工件渗碳淬火后再经200℃以下的低温电解渗硫以降低摩擦副的摩擦因数，提高其耐磨性的复合热处理工艺。

8）渗氮加热淬火　工件经渗氮或氮碳共渗后加热到 $\alpha+\gamma'-Fe_4N$ 共析温度以上然后淬冷，使表面形成厚层含氮马氏体的复合化学热处理工艺。通常采用感应加热到760～

780℃水冷淬火的方式。

9）盐浴氮碳共渗复合处理 工件先在盐浴中进行氮碳共渗和氧化处理，中间抛光后，再在氧化盐浴中处理，以提高工件耐磨性和抗蚀性的复合热处理工艺。也称 QPQ 处理。

10）镍磷镀时效 用化学镀或电镀方式在工件表面镀镍磷层后在 400～500℃时效，以进一步提高硬度和耐磨性的复合工艺。

1.11 沉积类

1）化学气相沉积 通过化学气相反应在工件表面形成薄膜的工艺。

2）等离子体增强化学气相沉积 利用各种等离子体的能量促使反应气体离解、活化以增强化学反应的化学气相沉积。其中包括：射频放电等离子体化学气相沉积、微波等离子体化学气相沉积、ERC（电子回旋共振）微波等离子体化学气相沉积、直流电弧等离子体喷射化学气相沉积等。

3）火焰沉积 采用高温火焰加热，使反应气体离解、活化的化学气相沉积。

4）热丝辅助化学气相沉积 采用通电的灯丝加热反应气体的化学气相沉积。

5）电子束辅助热丝化学气相沉积 采用在灯丝和衬底间施加偏压的方法产生等离子体，提高沉积速率，改善薄膜材料质量的化学气相沉积。

6）激光辅助化学气相沉积 利用激光的热或光子能量效应使反应气体活化的化学气相沉积。其中包括：光化学气相沉积、光热解化学气相沉积等。

7）金属有机化合物化学气相沉积 利用金属有机化合物作为反应气体的化学气相沉积。

8）物理气相沉积 在真空加热条件下利用蒸发、辉光放电、弧光放电、溅射等物理方法提供原子、离子，使之在工件表面沉积形成薄膜的工艺。其中包括蒸镀、溅射沉积、磁控溅射以及各种离子束沉积方法等。

9）离子镀 在真空条件下，利用气体放电使气体或被蒸发物质部分电离，并在气体离子或被蒸发物质离子的轰击下，将蒸发物质或其反应物沉积在基片上的方法。其中包括磁控溅射离子镀、反应离子镀、空心阴极放电离子镀（空心阴极蒸镀法）、多弧离子镀（阴极电弧离子镀）等。

10）盐浴沉积 钢件或模具在含有 Cr、V、Nb 等元素的高温硼砂盐浴中表面沉积这些元素碳化物耐磨层的工艺。

1.12 组织类

1）金相检验 泛指对金属宏观组织及显微组织进行的检验。

2）相 指金属组织中化学成分、晶体结构和物理性能相同的组分。其中包括固溶体、金属化合物及纯物质（如石墨）。

3）组织 泛指用金相观察方法看到的由形态、尺寸不同和分布方式不同的一种或多种相构成的总体，以及各种材料缺陷和损伤。

4）宏观组织、低倍组织 金属试样的磨面经适当处理后用肉眼或借助放大镜观察到的组织。

5）显微组织 将用适当方法（如侵蚀）处理后的金属试样的磨面或其复型或用适当方法制成的薄膜置于光学显微镜或电子显微镜下观察到的组织。

6）晶粒 多晶体材料内以晶界分开、晶体学位向基本相同的小晶体。

7）晶界 多晶体材料中相邻晶粒的界面。相邻晶粒晶体学位向差小于 10°的晶界称为小角晶界；相邻晶粒晶体学位向差较大的晶界称为大角晶界。

8）相界面 相邻两种相的分界面。两相的点阵在跨越界面处完全匹配者称为共格界面，部分匹配者称为半共格界面，基本不匹配者称为非共格界面。

9）亚晶粒 晶粒内相互间晶体学位向差很小（＜2～3°）的小晶块。亚晶粒之间的界面称为亚晶界。

10）晶粒度 意指多晶体内晶粒的大小。可用晶粒号、晶粒平均直径、单位面积或单位体积内的晶粒数目定量表征。

11）晶粒号 由美国材料试验协会（ASTM）制定，并被世界各国采用的一种表达晶粒大小的编号。晶粒号（N）与放大 100 倍的视野上每平方英寸面积内的晶粒数（n）之间的关系为 $n=2^{N-1}$。实际检验时一般采用放大 100 倍的组织与标准晶粒号图片对比的方法判定。

12）树枝组织 金属铸件中呈树枝状的晶体（晶粒）。

13）共晶组织 金属凝固时，由液相同时析出，紧密相邻的两种或多种固相构成的铸态组织。

14）共析组织 固态金属自高温冷却时，从同一母相中同时析出，紧密相邻的两种或多种不同的相构成的组织。

15）针状组织 含有一种（或多种）针状相的组织。

16）片层状组织 两种或多种薄层状相交替重叠形成的共晶组织、共析组织及其他组织。

17）α铁 在 921℃以下稳定存在，晶体结构为体心立方的纯铁。

18）γ铁 在 921～1 390℃稳定存在，晶体结构为面心立方的纯铁。

19）铁素体 α铁中溶入一种或多种溶质元素构成的固溶体。

20）奥氏体 γ铁中溶入碳和（或）其他元素构成的固溶体。它是以英国冶金学家 R. Austen 的名字命名的。

21）渗碳体 晶体结构属于正交系，化学式为 Fe_3C 的金属化合物，是钢和铸铁中常见的固相。

22）碳化物 钢铁中碳与一种或数种金属元素构成的金属化合物的总称。两种金属元素与碳构成的化合物称为三元碳化物或复合碳化物，如 $(Fe、Cr)_3C$、$Fe_3(W、Mo)_3C$ 等只能被称为复合碳化物。

23）ε碳化物 密排六方结构，化学式为 $Fe_{2\sim4}C$ 的过渡型碳化物。

24）χ碳化物：黑格碳化物 高碳钢中的片状马氏体回火析出的一种过渡型碳化物。晶体结构属单斜系，化学式为 Fe_5C_2。

25）珠光体 铁素体薄层（片）与碳化物（包括渗碳体）薄层（片）交替重叠组成的共析组织。

26）珠光体领域 诸铁素体、碳化物薄片位向大致相同的一个珠光体团所占的空间。

27）索氏体 在光学金相显微镜下放大 600 倍以上才能分辨片层的细珠光体。它是以英国冶金学家 H. C. Sorby 的名字命名的。

28）托氏体 在光学金相显微镜下已无法分辨片层的极细珠光体。它是以法国金相学家 L. Troost 的名字命名的。

29）马氏体 钢铁或非金属中通过无扩散共格切变型转变（马氏体转变）形成的产物统称马氏体。钢铁中马氏体转变的母相是奥氏体，由此形成的马氏体化学成分与奥氏体相同，晶体结构为体心正方，可被看作是过饱和 α 固溶体。主要形态是板条状和片状。它是以德国冶金学家 A. Martens 的名字命名的。

30）莱氏体 铸铁或高碳高合金钢中由奥氏体（或其转变的产物）与碳化物（包括渗碳体）组成的共晶组织。它是以德国冶金学家 A. Ledebur 的名字命名的。

31）石墨　碳的一种同素异构体，晶体结构属于六方系，是铸铁中常出现的固体。其空间形态有片状、球状、团絮状、蠕虫状等。

32）先析相　固溶体发生共析转变前析出的固相。例如先析铁素体、先析碳化物等。

33）脱溶物　过饱和固溶体中形成的溶质原子偏聚区（如铝铜合金中的GP区）或化学成分及晶体结构与之不同的析出相（例如铝铜合金人工时效时形成的$CuAl_2$）。

34）弥散相　从过饱和固溶体中析出或在化学热处理渗层中形成以及在其他生产条件下形成的细小、弥散分布的固相。

35）贝氏体　钢铁奥氏体化后，过冷到珠光体转变温度区与M_s之间的中温区等温，或连续冷却通过这个中温区时形成的组织。这种组织由过饱和α固溶体和碳化物组成。它是以美国冶金学家E.C.Bain的名字命名的。

36）上贝氏体　在较高的温度范围内形成的贝氏体。其典型形态是以大致平行、碳轻微过饱和的铁素体板条为主体，短棒状或短片状碳化物分布于板条之间。在含硅、铝的合金钢中碳化物全部或部分被残留奥氏体所取代。

37）下贝氏体　在较低温度范围内形成的贝氏体。其主体是双凸透镜片状碳过饱和铁素体，片中分布着与片的纵向轴呈55°~65°角平行排列的碳化物。

38）残留奥氏体、残存奥氏体　工件淬火冷却至室温后残存的奥氏体。

39）组织组分　金属显微组织中具有同样特征的部分。例如退火态亚共析钢中的铁素体、珠光体。

40）魏氏组织　组织组分之一呈片状或针状沿母相特定晶面析出的显微组织，是以从铁-镍陨石中发现这种组织的奥地利矿物学家A.J.Widmanstatten的名字命名的。

41）带状组织　金属材料中两种组织组分呈条带状沿热变形方向大致平行交替排列的组织。例如钢材中的铁素体带-珠光体带、珠光体带-渗碳体带等。

42）粒状珠光体　碳化物呈颗粒状弥散分布于铁素体基体中的珠光体。

43）亚组织、亚结构　只有借助电子显微镜才能观察到的组织结构，例如位错、层错、微细孪晶、亚晶粒等。

44）位错　晶体中常见的一维缺陷（线缺陷），在透射电子显微镜下金属薄膜试样衍衬象中表现为弯曲的线条。

45）层错　面心立方、密排六方、体心立方等常见金属晶体中密排晶面堆垛层次局部发生错误而形成的二维晶体学缺陷（面缺陷），在透射电子显微镜下的金属薄膜试样衍衬象中表现为若干平直干涉条纹组成的带。

46）位错塞积　滑动中的位错列在领先位错受阻时形成塞积的现象，在透射电子显微镜下金属薄膜试样衍衬象中表现为接近平行排列的短弧线。

47）空位　晶体结构中原子空缺的位置。属于零维晶体学缺陷。

48）织构　金属中诸晶粒晶体学位向接近一致的组织。

49）母相　由之转变为新相的原始相。

50）二次马氏体　工件回火冷却过程中残留奥氏体发生转变形成的马氏体。

1.13　热处理缺陷类

1）氧化　工件加热时，介质中的氧、二氧化碳和水蒸气等与之反应生成氧化物的过程。

2）内氧化　工件加热时介质中生成的氧沿工件表层的晶界向内扩散，发生晶界合金元素氧化的过程。

3）脱碳　工件加热时介质与工件中的碳发生反应，使表层碳含量降低的现象。

4）炭黑　热处理时附着到工件、夹具、炉壁表面形成的非晶态碳。

5）淬火冷却开裂　淬火冷却时工件中产生的内应力超过材料断裂强度，在工件上形成裂纹的现象。

6）淬火冷却畸变　工件原始尺寸或形状于淬火冷却时发生的人们所不希望的变化。

7）淬火冷却应力　工件淬火冷却时，因不同部位出现瞬间温差及组织转变不同步而产生的内应力。

8）热应力　工件加热和（或）冷却时，由于不同部位出现温差而导致热胀和（或）冷缩不均所产生的应力。

9）相变应力　热处理过程中因工件不同部位组织转变不同步而产生的内应力。

10）残留应力　工件在各部位已无温差且不受外力作用的条件下存留下来的内应力。

11）软点　工件淬火硬化后，表面硬度偏低的局部小区域。

12）过烧　工件加热温度过高，致使晶界氧化和部分熔化的现象。

13）过热　工件加热温度偏高而使晶粒过度长大，以致力学性能显著降低的现象。

14）氢脆　工件因吸收氢而导致韧度降低和延时断裂强度降低的现象。

15）白点　工件中的氢呈气态析出引起的一种缺陷。在纵向断口上表现为接近圆形或椭圆形的银白色斑点；在侵蚀后的宏观磨片上表现为发裂。

16）黑色组织　含铬、锰、硅等合金元素的渗碳工件渗碳淬火后可能出现的缺陷组织，在光学金相显微镜下呈断续的黑色网，是内氧化的结果。

17）网状碳化物组织　渗碳介质活性过强，渗碳阶段温度偏高，扩散阶段温度偏低或渗碳时间偏长，致使工件表层中碳化物沿奥氏体晶界呈网状析出而形成的缺陷组织。

18）σ相脆性　高铬合金钢因析出σ相而引起的脆化现象。

19）回火脆性　工件淬火后在某些温度区间回火产生的脆性。

20）不可逆回火脆性、第一类回火脆性　工件淬火后在约350℃回火时产生的回火脆性。

21）可逆回火脆性、第二类回火脆性　含有铬、锰、铬-镍等元素的合金钢工件淬火后，在脆化温度区（400~550℃）回火，或在更高温度回火后缓慢冷却所产生的脆性。这种脆性可通过高于脆化温度的再次回火并快速冷却予以消除。消除后，若再次在脆化温度区回火或在更高的温度回火后缓慢冷却，则重新脆化。

2　热处理设备术语

2.1　一般术语

1）热处理设备　用于实现炉料各项热处理工艺的加热、冷却或各种辅助作业的设备。

2）热处理成套设备　由一台或多台热处理炉和必要的冷却及其他辅助装置，按预定热处理工序布置的设备组合。

3）热处理炉　供炉料热处理加热用的电炉或燃料炉。

4）燃料炉　以燃料燃烧作为热源用于加热炉料的成套设备。按燃料不同，可分为燃气炉、燃油炉、燃煤炉。

5）电热设备、电炉　以电能转换成热能用于加热炉料的成套设备，一般由电热装置及其在操作和使用中所必需配备的其他电气和机械装置所组成。

6）电热装置　把电能转换成热能用于加热炉料的装置。

2.2 热处理炉通用术语

1）工作温度　炉子设计规定的允许使用的温度范围。

2）工作区尺寸、有效加热区　炉子设计规定的允许放置炉料的加热室空间尺寸。

3）生产率　连续式炉设计规定的在典型炉料和典型加热工艺条件下的生产能力。以单位时间内的产量表示。

4）最大装载量　间歇式炉设计规定的每一炉最多能装载的炉料重量，包括料筐、料盘或工夹具等的重量。

5）炉温均匀度　炉子在试验温度下的热稳定状态时炉内温度的均匀程度。通常指在空炉情况时，在规定的各个测温点上所测的最高和最低温度分别与在控温点上所测温度的差。

6）炉温稳定度　炉子在试验温度下的热稳定状态时控温点温度的稳定程度。

7）积蓄热　在空炉情况下，从冷态升温到最高工作温度下的热稳定状态时，炉衬和炉子其他构件所积蓄的热量。

8）炉料　在热处理炉中被加热的材料或工件的总称。

9）炉体　承受热负荷，由炉壳、炉门、炉衬和炉内构件等组成的整体。

10）炉衬　构成炉膛的耐火和保温材料的组合体。

11）炉墙　炉膛四周由耐火和保温材料构成的侧壁砌体。

12）炉底　炉膛内承载炉料或燃烧室内放置燃料的底部。

13）炉底板　在炉底上承载炉料的耐热板，通常用耐热的金属或非金属材料制成。

14）拱顶、炉顶　炉膛的拱形顶部。

15）炉壳　包围在保温和耐火材料外部，由金属材料制成的炉子外壳。

16）炉架　支承或加固炉体的钢或混凝土的结构件。

17）炉室　炉子的内部空间及其周围结构。

18）加热室、炉膛　用于炉料加热的炉室。

19）冷却室　用于炉料冷却的炉室。

20）前室　炉料在进入加热室之前所通过的不加热的炉室。

21）观察孔　用于观察炉膛内情况的孔。

22）炉门　遮盖或密封垂直（或略倾斜）炉口用的部件，通常装有炉门平衡机构。

23）炉盖　遮盖或密封水平炉口用的部件。

24）炉门平衡机构　用配重来减少炉门提升机构作用力的机构。

25）炉门（盖）启闭机构　由手动或动力驱动炉门（盖）启闭的机械装置。

26）炉罐　在炉膛内用密封盖、闸板或气封等措施可完全封闭的容器（通常用耐热钢制成）。

27）浴槽　用耐热材料制成，供盛装液态加热介质使用的容器。

28）料筐　盛装炉料的筐形容器。

29）料盘　盛装炉料的盘形容器。

30）垫具　炉底上支持炉料的垫块。

31）辐射管　在金属或非金属耐热材料制管内，用加热元件或燃料燃烧供热，通过管壁辐射加热的装置。

32）红外加热元件　产生红外线用于辐射加热的元件。

33）导轨　起导向或支撑作用的构件。

34）台车　装载炉料能在导轨上移动的车式炉底，包括车架、砌筑炉底及其驱动机构。

35）布风板　由金属或陶瓷材料制成的多孔性板，用于使通过的气体均匀分布。

36）风室　流态粒子炉内位于布风板下方导入空气和气氛的炉室。

37）火帘　炉口处由煤气、天然气或石油液化气等可燃气体燃烧形成的一排火焰，用于阻止大气进入炉内和炉内气体逸出炉外。

38）炉料转移系统　按选定的工作程序转移炉料的机械系统。

39）炉料装卸台　设置于炉口处用于装卸炉料的工作台。

40）推送装置　把炉料推送进出炉膛的机械装置。

41）振动输送装置　靠装载炉料的活动炉底板振动，从而输送炉料的机械装置。

42）链条输送装置　由链条、驱动机构以及相应的支承结构组成的输送炉料进出炉膛的机械装置。

43）传送带输送装置　由传送带、驱动机构以及相应的支承结构组成的输送炉料进出炉膛的机械装置。

44）间歇式炉、非连续式炉　周期性装卸炉料的炉子。

45）箱式炉　炉膛呈箱形，具有供水平装卸炉料用炉门的间歇式炉。

46）井式炉　炉膛呈井式，炉料从炉子顶部装卸的间歇式炉。

47）台车式炉　炉底做活动台车，在台车拉出炉外后装卸炉料的间歇式炉。

48）底开式炉　炉口向下，炉门侧向开闭，炉料在炉内悬挂加热的间歇式炉。通常炉口下方装有淬火槽，以便炉料迅速下降淬火。

49）罩式炉　炉座固定，加热炉罩可移动或加热炉罩固定，炉座可升降的间歇式炉。

50）转筒式炉　具有耐热钢炉罐，加热时炉罐绕中心轴线旋转，加热后炉体倾斜倒出炉料的间歇式炉。

51）连续式炉　加热过程中，炉料在炉内连续地或步进地输送的炉子。

52）链条输送式炉　炉料由链条输送装置输送的连续式炉。

53）辊底式炉　炉料由辊子输送的连续式炉。

54）车底式炉　炉底由多个小车组成，炉料放置在小车上输送前进的连续式炉。

55）步进式炉　炉料由机械装置沿炉床交替抬升和放落，从而逐步向前输送的连续式炉。

56）转底式炉　具有能绕着垂直轴旋转的圆形或环形炉底并有进料口和出料口（有时只有一个口）的连续式炉。

57）滚筒式炉　具有带内螺旋的炉罐，炉料随炉罐旋转输送的连续式炉。

58）传送带式炉　炉料由传送带输送装置输送的连续式炉。

59）推送式炉　炉料由推送装置输送的连续式炉。

60）振底式炉　炉料由振动输送装置输送的连续式炉。

61）牵引式炉　炉料由卷绕系统牵引通过炉膛的卧式连续式炉，主要用于处理线材或带材。

62）重力输送式炉　炉料靠自身重力运动前进的连续式炉。

63）隧道式炉　炉膛呈隧道型的卧式连续式炉。

64）可控气氛炉　炉料在可控气氛中进行加热的炉。

65）箱式淬火炉　具有箱形加热室、前室和淬火油槽，炉料在炉内完成淬火工艺的热处理炉。

66）浴炉　炉料浸没在处于工作温度下的液体加热介质中进行加热的炉子。按加热介质不同可分为盐浴炉、油浴炉、铅浴炉、碱浴炉。

67）外热式浴炉、坩埚式浴炉　热源位于坩埚（或浴槽）外部的浴炉。

68）流动粒子炉　炉膛中具有处于流动状态的粒子的炉子。热或冷的气体（可能是反应气体）通过炉膛，由于粒子的运动而使传热得到加速。

69）内热式流动粒子炉　热源位于炉内的流动粒子炉。

70）外热式流动粒子炉　热源位于装有粒子的炉罐外部的流动粒子炉。

71）红外炉　由红外加热元件作为热源的炉子。

72）多工区炉　具有多个不同工艺要求的工作区的炉子，工作时各区的温度一般不相同。

73）自然气氛　不加人工控制，在自然运行条件下形成的炉内气氛。炉内气氛主要有空气、处理过程中所释放的气体以及固体和气体发生化学反应所生成的气体等。

74）可控气氛　成分可控制在预定范围内的气氛（在某些情况下，可采用自动控制）。

75）保护气氛　炉内用来保护炉料使之在加热时避免或减少氧化和脱碳的气氛。

76）真空　炉膛内低于一个大气压的气体状态。

2.3 热处理电热设备

1）电阻加热　在直接与电源连接的导体中，由焦耳效应产生热能的电加热。视电流是否流过被加热炉料，电阻加热分为直接电阻加热、间接电阻加热。

2）空炉升温时间　在额定电压下，把一台经过充分干燥的、没有装炉料的电阻炉从冷态加热到最高工作温度所需的时间。

3）空炉损失　没有装炉料的电阻炉的炉体部分在最高工作温度下的热稳定状态时所损失的功率。

4）加热元件表面负荷　加热元件单位表面积的负荷功率。

5）空炉抽气时间　真空炉在空炉冷态情况下，把炉内气体从大气压抽到规定的极限真空度所需的时间。

6）极限真空度　真空炉设计规定的，在空炉冷态情况下，炉内所能达到的最低压力。

7）工作真空度　真空炉在正常工作时炉内的压力。

8）压升率　真空炉在空炉冷态情况下，在单位时间内因漏气而引起的压力上升值。

9）发热导体、加热电阻体　与电源连接，用于把电能转变成热能的导体。

10）加热元件　由发热导体及其附件组成的独立的组合件。

11）管状加热元件　发热导体装在金属管中，周围填充具有良好绝缘导热材料的加热元件。

12）加热元件引出棒　接在金属加热元件的端头上，穿过炉墙与电源线联接的导电棒。

13）隔热屏　装在加热元件与受热件之间的热屏蔽装置，用于减少热源对受热件的热辐射。

14）冷阱　真空系统中，装有制冷剂用于冷却和捕集各种蒸气的冷凝装置。

15）闸阀　炉体内用于分离炉室的闸门，使各炉室彼此独立，互不影响。

16）强迫炉气循环系统　强迫炉气在炉内循环流动的系统，通常由风扇、导风筒等组成。

17）主电极、工作电极　用于浴炉，由导电材料制成，一端接于电源，另一端插入（或埋入）浴槽内，用以传导电流的构件。

18）辅助电极　浴炉的启动电极，当工作电极导通后即停止工作。

19）启动装置　用以启动电极盐浴炉的装置，通常包括辅助电极、启动电阻或碳棒。

20）电阻炉　利用电阻加热的电炉。

21）直接电阻加热装置　电源电流直接流经被加热炉料的电阻加热装置。该装置一般没有炉膛。

22）真空电阻炉　炉料在真空中加热的电阻炉。

23）非贯通间歇式真空电阻炉　只有一个供水平装出炉料用的炉门，至少有两个相互间用真空密封门隔开的炉室（加热室和冷却室）组成的间歇式真空电阻炉。

24）贯通间歇式真空电阻炉　在炉体的前后端分别设有装料门和出料门，至少有两个相互间用真空密封门隔开的炉室（加热室和冷却室）组成的间歇式真空电阻炉。

25）连续式真空电阻炉　由相互间用真空密封门隔开的三个炉室组成的，在整个工作过程中，加热室内始终有被加热炉料的真空电阻炉。

26）真空离子轰击热处理炉　在真空容器中，利用气体电离的正离子在电场作用下轰击炉料表面，使之加热的热处理炉。

27）真空离子渗碳炉　在真空容器中，利用辉光放电使渗碳气体电离，所产生的碳离子在电场作用下轰击炉料表面进行渗碳的热处理炉。

28）真空离子渗氮炉、离子氮化炉　在真空容器中，炉料接阴极，容器接阳极，通电使渗氮气体发生电离，所产生的氮离子在电场作用下轰击炉料表面，进行渗氮的热处理炉。

29）热壁真空电阻炉、外热式真空电阻炉　具有真空炉罐，加热元件位于真空炉罐外部，炉壳不用水冷却的真空电阻炉。

30）冷壁真空电阻炉、内热式真空电阻炉　加热元件位于真空炉壳内部，炉壳用水冷却的真空电阻炉。

31）油淬真空电阻炉　真空炉壳内装有淬火油槽，炉料加热后由转移机构浸入油中淬火的真空电阻炉。

32）气淬真空电阻炉　加热后炉内充入惰性气体，使炉料进行强迫冷却淬火的真空电阻炉。

33）内热式浴炉　电极或加热元件位于浴槽内的浴炉。

34）电极盐浴炉　盐浴中具有两根或多根电极的内热式盐浴炉。电流流过电极间的盐浴，在盐浴中产生热能。

35）插入式电极盐浴炉　电极由盐浴液面插入浴槽的电极盐浴炉。

36）埋入式电极盐浴炉　电极的一部分埋设在浴槽壁里面的电极盐浴炉。

37）多（控制）区炉　同一炉膛内加热元件分成几组，构成几个加热区，分别用温度控制仪表控制温度的电阻炉。一般情况下，各区温度相同。

38）感应加热　由电磁感应电流产生热能的电加热。

39）横向（纵向）磁通加热　感应线圈中电流所产生的磁通方向与炉料被加热表面垂直（平行）的感应加热。

40）感应线圈　用于感应加热的由纯铜管材或线材绕成的线圈。

41）感应器　用于感应加热的，由感应线圈及其附件组成的部件。

42）分离式单匝感应器　结构上分成两半的单匝感应器。

43）心式感应器　具有用良导磁材料制成的开路铁心的感应器。

44）圆筒形感应器　由位于同一个圆柱面上的螺旋线圈构成，外形似圆筒的感应器。

45）内感应器　加热空心炉料内表面用的感应器。

46）线圈导磁体　按规定要求组装成的良导磁材料组合

件，用于改变磁场分布以满足加热要求和减轻炉子邻近钢结构发热。

47）淬火变压器 把电源设备的输出电压降低到淬火感应线圈所需电压的变比可调的变压器。

48）感应淬火机床 卡装炉料并能根据工艺要求使淬火用感应器或炉料移动或（和）转动的机械装置。

49）中频发电机组 由中频发电机及其驱动用的交流感应电动机构成的中频电源装置。

50）半导体变频装置 利用半导体元件把工频交流电转变为所需频率的交流电，作为感应加热电源的装置。

51）铁磁三倍频器 一种由特殊连接的有高度磁饱和铁心的单相电抗器构成的，能把三相工频 50 Hz 交流电转变为单相三倍工频（150 Hz）交流电的变频装置。

52）真空管式高频电源装置 供感应加热用的一种高频电源装置。在该装置中，通常先由整流器把工频交流转变为直流，再由电子管高频振荡器把直流电流转变为高频电流。

53）感应加热装置 用感应加热方法对炉料进行加热的装置。按电源频率分为工频感应加热装置、中频感应加热装置、高频感应加热装置、超高频感应加热装置。

54）感应淬火装置 供炉料淬火用的感应加热装置。

55）感应透热装置 供炉料透热用的感应加热装置。

56）脉冲感应加热装置 采用高频脉冲电源对炉料进行加热的感应加热装置。

57）双频感应加热装置 采用两个不同工作频率对同一炉料进行加热的感应加热装置。

58）电子束加热 在真空中由电子束轰击炉料产生热能的电加热。

59）激光加热 利用高能量激光束照射炉料的加热。

60）电子枪 产生电子束的器件。

61）激光发生器 产生激光束的器件。

62）（束）扫描系统 用于控制电子束在被加热炉料表面上有规律移动的电磁系统。

63）电子束热处理装置 利用电子束的能量对炉料进行热处理的电热装置。

64）激光热处理装置 利用激光加热对炉料进行热处理的装置。

2.4 热处理炉通用配套设备

1）控制气体发生装置、可控气体发生器 利用原料气或有机液体燃料制备一定成分气体的发生装置。

2）吸热式气体发生装置 将燃料气与空气按一定比例混合后，在装有催化剂的加热反应罐内经吸热化学反应进行不完全燃烧，制备一定成分气体的装置。

3）放热式气体发生装置 将燃料气与空气按一定比例混合后，在反应罐内进行不完全燃烧经放热化学反应制取一定成分气体的装置。

4）氨分解气体发生装置 使氨在装有催化剂的反应罐内加热分解，以获得氮氢混合气体的装置。

5）氨燃烧气体发生装置 使氨和一定量空气混合经不完全燃烧和除水，制取一定成分气体的装置。

6）反应罐 可控气氛发生装置中发生气体化学反应的容器。

7）分子筛制氮装置 利用变压吸附原理，用分子筛从空气中分离出氮以制取氮的装置。

8）气体净化装置 除去制备的可控气氛中的水分、二氧化碳、氧、硫及其化合物等杂质，使其含量降低到一定范围内的装置。

9）除硫装置 用固体吸附剂或液体脱硫剂等去除制备的可控气氛中硫及其化合物的装置。

10）除水装置 用化学法、冷凝法或吸附法等，使制备的可控气氛脱水干燥的装置。

11）除二氧化碳装置 用化学吸附、物理吸附法等去除制备的可控气氛中二氧化碳的装置。

12）露点分析仪 利用纯水露点杯、氯化锂露点杯或镜面露点，以控制气氛碳势的仪器。

13）红外线分析仪 利用不同气体吸收不同波长红外线的原理，测定所吸收红外线的强度，以确定混合气体中各气体组分浓度的仪器，适用于测定 CO_2、CO 及 CH_4 的浓度。

14）氧探头 利用氧化锆测定气氛中氧浓差电动势，确定气氛中氧的浓度（即氧势）的装置。

2.5 热处理燃料炉

1）标准燃料 按每公斤发热值为 29 288 焦耳（7 000 大卡）计算的理想燃料。

2）燃料发热值 单位重量或单位体积燃料，在完全燃烧时所释放的热量。

3）空气过剩系数 燃料燃烧时实际空气消耗量与理论空气消耗量之比。

4）单位燃料消耗 单位重量炉料加热到一定热处理工艺温度所消耗的燃料量。

5）炉底热强度 在单位时间内炉底单位面积上消耗最大燃料量所提供的热量。

6）热稳定性 炉子砌体在高温下或温度急剧变化时抗烧损、开裂和剥落的特性。

7）燃烧室 燃料燃烧释放热能的炉室。

8）挡火墙 防止火焰从燃烧室直接冲入加热室的隔墙。

9）排烟口 炉膛排出燃烧废气的出口。

10）烟道 炉膛排烟口至烟进口之间，用金属或耐火材料构成的排烟通道。

2.6 淬火冷却装置

1）淬火冷却槽、淬冷槽、淬火槽 供炉料淬火冷却用的盛装淬冷液的槽形容器。

2）淬冷水槽、淬火水槽 盛淬火冷却用水或水溶液的淬火冷却槽。

3）淬冷油槽、淬火油槽 盛淬火冷却用油的淬火冷却槽。

4）双液淬冷槽、双液淬火槽 盛有上下分界的密度不同的两种淬冷液（如油和水）的淬火冷却槽。

5）双联淬冷槽、双联淬火槽 将盛有不同淬冷液的淬冷槽联接成整体的淬火冷却槽。

6）输送带式淬冷槽、输送带式淬火槽 输送带浸入淬冷液中，用以连续输送炉料进行淬火的淬火冷却槽。

7）摆动淬冷装置 使炉料在淬火冷却槽中上下或左右摆动，以得到均匀冷却的装置。

8）循环冷却系统 使淬冷液从淬冷槽排出流入储液槽，再用泵输送经过滤器去除杂质及经冷却器冷却后回到淬冷槽的整套循环系统。

9）油槽灭火装置 装在淬冷油槽上的紧急灭火装置。

10）冷却器 使淬冷液降低温度的水冷热交换器。

11）喷液淬冷装置 喷射液体介质的淬火冷却装置。

12）喷雾冷却装置、喷雾淬火装置 将加热的炉料在水和空气混合形成的喷雾中冷却的装置。

13）风冷装置 以吹送空气的方式使加热的炉料冷却的装置。

14）淬火压床 炉料加热到给定温度后在特制夹具中加压淬火以减少畸变的装置。

15）成形淬火压力机 炉料加热后在压力机上的特制夹

具中同时成形并淬火冷却的装置。

16）深冷处理设备、冷处理设备　使炉料冷却到0℃以下或更低温度的设备。

2.7　清洗与清理设备

1）清洗设备　用水、碱水或清洗剂溶液等去除炉料上油污和脏物的设备。

2）室式清洗机　对放置在清洗室工作台上的炉料喷射水流或碱水流等以清洗其表面油污和脏物的装置。

3）输送带式清洗机　对放置在清洗室输送带上的炉料用水流或碱水流等连续清洗其表面油污和脏物的装置。

4）酸洗设备　用稀酸溶液清除炉料上氧化皮污垢的装置。

5）清理设备　用喷砂机、抛丸机或滚筒等清除炉料上氧化皮及污垢等的设备。

6）喷砂机、喷丸机　用压缩空气喷射砂粒或金属丸冲刷工件表面，以去除氧化皮及污垢的装置。

7）抛丸机　用高速旋转叶轮抛射金属丸冲击工件表面，以去除氧化皮及污垢并可起到加工硬化作用的装置。

8）湿式喷砂机　用压力水流带动石英砂冲刷工件表面，以去除氧化皮及污垢的装置。

9）转台式抛丸清理机　对放置在清理室可旋转平台上的工件用抛丸机清除其氧化皮的装置。

2.8　其他辅助设备

1）矫直机、校直机　用手动机械或压力机加压，以矫正淬火后工件畸变的装置。

2）淬火起重机　具有快速下降吊钩的用于炉料快速下降淬火冷却的专用起重机。

3）硬度分选设备　将热处理后工件按硬度要求限度进行自动检验并分级精选的设备。

4）吊具、挂具　吊挂工件的工具，有单件吊具和多件吊具。

5）夹具　固定、夹持工件的器具。

3　热处理工艺材料术语

3.1　总类

1）热处理工艺材料　为了保证对金属材料或工件（以下简称工件）进行加热、保温、冷却及化学热处理等工艺过程的实施，使其获得预期的化学成分、组织结构与性能以及表面状态所需要的各类物质。

2）加热介质　工件进行加热、保温所使用的吸收、传递热能的物质。如各种气氛、盐类、碱类或金属浴，以及油和其他一些固态颗粒物质等。

3）淬火冷却介质　工件进行淬火冷却所使用的吸收、传递热能的物质。如水和水溶性盐类、碱类或有机物的水溶液，以及油、熔盐、氮气、氩气、空气等。

4）化学热处理渗剂　在给定温度下能产生一种或几种活性原子，并能渗入工件的表层以改变其化学成分、组织结构和性能的化学热处理工艺所使用的物质。

5）热处理保护涂料　在给定温度下，能保护被加热工件表面不发生氧化、脱碳或其他化学成分变化的涂料。如防氧化、防渗碳、防渗氮、防渗硼涂料等。

6）表面改性材料　以等离子体、激光、电子束、离子束等技术，对工件表面改性使用的物质。

3.2　热处理常用气氛类

1）保护气氛　在给定温度下，能保护被加热工件表面不氧化、不脱碳或其他化学成分不发生变化的气氛。

2）活性气氛　在给定温度下，能与工件表面发生化学反应的气氛。

3）中性气氛　在给定温度下，不与被加热工件发生氧化或还原、脱碳或渗碳反应的气氛。

4）惰性气氛　化学性质极不活泼，一般不与其他物质反应的气氛。如氩、氖、氦等。

5）还原气氛　在给定条件下，可使金属氧化物还原的气氛。

6）氧化气氛　在给定温度下，与被加热工件发生氧化反应的气氛。

7）渗碳气氛　在给定温度下，使工件表面增加碳含量的气氛。

8）渗氮气氛　在给定温度下，使工件表面增加氮含量的气氛。

9）可控气氛　成分可按氧化－还原、增碳－脱碳效果控制的炉中混合气体。

10）吸热式气氛　将燃料气和空气以一定比例（$\alpha=0.2\sim0.4$）混合，在一定的温度与催化剂作用下通过吸热反应裂解生成的气氛。

11）放热式气氛　将燃料气和空气以接近完全燃烧的比例（$\alpha=0.55\sim0.95$）混合，通过燃烧、冷却、除水等过程而制备的气氛。

12）放热－吸热式气氛　将燃料气和空气混合并完全燃烧后，除去水蒸气，再添加少量燃料气，在一定温度与催化剂作用下制成的气氛。

13）滴注式气氛　把适量的某些有机液体，滴入到处于一定温度、密封良好的炉内，在炉内直接裂解成的气氛。

14）氮基气氛　一般指含氮在90%以上的混合气体、净化放热式气氛、氨燃烧净化气氛、空气液化分馏氮气，用碳分子筛常温空气分离氮和薄膜空分制氮的气氛一般需添加少量甲醇裂解气氛以消除残余氧影响的气氛。

15）直生式气氛　将燃料气和空气按吸热式气氛的比例配好，直接通入渗碳炉中，在炉内裂解成所需成分的气氛。

16）氨分解气氛　液氨在一定温度于催化剂作用下裂解成含氢75%和氮25%的混合气氛。

17）氨燃烧气氛　氨气在催化剂作用下接近完全燃烧后除水含氮在98%以上的气氛。

18）富化气　通常为了增加气氛的碳势而加入的富碳气体（或滴入可在高温裂解的有机液体）。

19）载气　作为化学热处理的载运活性组分的稀释气体。

3.3　热处理盐浴用盐类

1）低温盐　使用温度低于600℃的混合盐。如硝酸盐、亚硝酸盐或其混合盐。

2）中温盐　使用温度在650～950℃之间的混合盐。

3）高温盐　使用温度在950℃以上的混合盐。

4）盐浴校正剂、脱氧剂　为除去盐浴中的氧化物而加入对氧或氧化物有高亲和力或对其有还原作用的物质。

5）中温盐浴校正剂、中温盐浴脱氧剂　在使用温度650～950℃之间的盐浴校正剂。

6）高温盐浴校正剂、高温盐浴脱氧剂　使用温度在950℃以上的盐浴校正剂。

7）氧化剂　在给定温度下，使工件表面产生氧化膜或氧化层的介质。

8）还原剂　在给定温度下，使工件表面的氧化膜通过还原反应发生分解的介质。

9）中性盐　在给定温度下，能产生活性氮原子，使工

件渗氮的介质。

10）气体渗氮剂 含有富氮组分，在渗氮过程中能产生活性氮原子的气体介质。

11）碳氮共渗剂 含有富碳、富氮组分，在给定温度下能产生活性碳、氮原子，使工件实现碳氮共渗，并以渗碳为主的介质。

12）盐浴碳氮共渗剂、液体碳氮共渗剂 在碳氮共渗温度下，含有能产生活性碳、氮原子组分的碳氮共渗混合盐。

13）气体碳氮共渗剂 含有富碳、富氮组分，在碳氮共渗温度下，能产生活性碳、氮原子的气体介质。

14）氮碳共渗剂 含有富氮、富碳组分，在给定温度下能产生活性氮、碳原子，使工件实现氮碳共渗，并以渗氮为主的介质。

15）盐浴氮碳共渗剂、液体氮碳共渗剂 含有富氮、富碳组分，在氮碳共渗温度下，含有产生活性氮、碳原子的氮碳共渗混合盐。

16）气体氮碳共渗剂 含有富氮、富碳组分，在氮碳共渗温度下，能产生活性氮、碳原子的气体介质。

17）硫氮共渗盐 在给定温度下，能产生活性硫、氮原子的混合盐。

18）硫氮碳共渗盐 在给定温度下，能产生活性硫、氮、碳原子的共渗盐，通常由基盐（工作盐浴）和再生盐组成。

19）气体硫氮碳共渗剂 在给定温度下，含有能产生活性硫、氮、碳原子组分的混合气氛。

20）渗硫盐 在给定温度下，能产生活性硫原子将硫渗入工件表层的混合盐。

21）氧氮共渗剂 在给定温度下，能进行氧氮共渗的混合介质。

22）氧氮碳共渗剂 在给定温度下，能进行氧氮碳共渗的混合介质。

3.4 渗其他非金属剂与渗金属剂及其共渗剂类

1）渗硼剂 在给定温度下，能产生活性硼原子的介质。

2）固体渗硼剂 由供硼剂、催渗剂及填充剂组成，在渗硼过程中能产生活性硼原子的固体（粉末状或粒状）介质。

3）膏体渗硼剂、膏状渗硼剂 由供硼剂、催渗剂、填充剂及粘结剂等组成，在渗硼过程中能产生活性硼原子的膏剂。

4）熔盐渗硼剂、液体渗硼剂 由供硼剂、中性盐及催渗剂或以硼砂为基，添加其他成分所组成的渗硼用混合盐。

5）渗硅剂 由供硅剂、催渗剂与填充剂（或载气）所组成，在给定温度下，能产生活性硅原子的介质。

6）渗铝剂 在给定温度下，渗铝过程中能产生活性铝原子的介质。

7）固体渗铝剂 由供铝剂、催渗剂及填充剂所组成，在渗铝过程中，能产生活性铝原子的固体介质。

8）热浸铝浴、热浸镀铝浴 在给定温度下，能使工件表面形成铝及铝合金的熔融铝浴。

9）固体渗铬剂 由供铬剂、催渗剂与填充剂所组成，在渗铬过程中，能产生活性铬原子的固体（粉末状或粒状）介质。

10）气体渗铬剂 由气体及其他组分组成，在渗铬过程中，能产生活性铬原子的气体介质。

11）固体渗锌剂 由锌粉或添加催渗剂与填充剂所组成，能产生活性锌原子的介质。

12）热浸锌浴、热浸镀锌浴 在给定温度下，能使工件表面形成锌及金属合金层的熔融浴。

13）热浸金属浴 在给定温度下，能使工件表面形成金属及合金层的熔融金属浴。

14）硼砂熔盐渗金属剂 以硼砂为主要成分，分别加入含铬、钒、铌或钛等金属粉末及其化合物与还原剂所组成，并在给定温度下，能使工件渗金属的混合盐。

15）多元共渗剂 对工件进行两种以上元素共渗时所用的介质。

16）铬铝共渗剂 由含铬、铝的物质组成，在给定温度下，能产生活性铬、铝原子的介质。

17）硼铝共渗剂 由含硼和铝的物质所组成，在给定温度下，能产生活性硼、铝原子的介质。

18）铬铝硅共渗剂 由含铬、铝、硅的物质所组成，在给定温度下，能产生活性铬、铝、硅原子的介质。

19）填充剂、填料 在装箱热处理时，能保护工件不氧化、减小畸变、抗粘结及起稀释作用的粉末状及粒状材料。

3.5 淬火冷却介质类

1）无机盐水溶液淬火介质 用于淬火冷却的不同含量无机盐（如氯化钠、氯化钙、硝盐及水玻璃等）的水溶液。

2）碱水溶液淬火介质 用于淬火冷却的不同含量碱的水溶液，如氢氧化钠等。

3）聚合物淬火剂 由有机聚合物加少量防腐剂、防锈剂及消泡剂而制成的水溶性淬火介质。

4）普通淬火油 不含添加剂，用于工件淬火冷却的矿物油。

5）快速淬火油 为了改善普通淬火油冷却能力或其他性能，加入速冷剂等添加剂的淬火油。

6）真空淬火油 真空淬火使用的饱和蒸汽压极低、冷却能力稳定的特种油品。

7）光亮淬火油 含有光亮剂及抗氧化剂，用于淬火冷却的矿物油为基的油品。

8）回火油 加有抗氧化剂并具有高闪点的矿物油为基的油品。

9）贝氏体等温淬火介质 贝氏体等温淬火处理时用的淬火介质。

10）马氏体分级淬火介质 马氏体分级淬火处理时用的淬火介质。如分级淬火油、硝盐等。

11）淬火碱浴 用于淬火冷却的苛性碱水溶液。

12）气体淬火介质 用于工件淬火冷却的气体。如空气、氮气和氩、氦惰性气体等。

13）流态床淬火介质 由气流和悬浮的固体颗粒构成的流态床淬火物质。

14）致冷剂 使淬火工件冷却至低于0℃或更低温度（如在 -78℃～-196℃）所使用的介质。如干冰（固体 CO_2）+乙醇、干冰+丙酮、低温空气、液氮或液氮蒸气等。

3.6 热处理保护涂料类

1）防氧化保护涂料、防氧化涂料 涂敷于工件表面，保护加热工件不发生氧化的涂料。

2）高温保护涂料 由低温成膜材料、高温成膜材料、添加剂及粘结剂等按一定比例组成，能使高温（≥950℃）加热的工件防止氧化与脱碳的涂料。

3）防渗涂料 由阻渗剂、成膜剂、粘结剂及松散剂等组成，涂敷在工件局部，在化学热处理过程中起防渗作用的涂料。

4）防渗碳涂料 涂敷于工件局部（不需渗碳的部位），在渗碳过程中起防渗作用的涂料。

5）防渗氮涂料 涂敷于工件局部，在渗氮过程中起防渗作用的涂料。

6）防碳氮共渗涂料　涂敷于工件局部，在碳氮共渗过程中起防渗作用的涂料。

7）防渗硼涂料　涂敷于工件局部，在渗硼过程中起防渗作用的涂料。

8）防渗金属涂料　涂敷于工件局部，在渗金属过程中起防渗作用的涂料。

9）包装热处理保护材料　工件进行包装热处理时使用的包装材料，如不锈钢箔等。

编写：侯增寿（全国热处理学会）
樊东黎（全国热处理学会）
朱沅浦（全国热处理学会）
郦振声（武汉材料保护研究所）
陈　洵（北京机电研究所）

第 3 章　合金相图与金属热处理的关系

1　Fe-Fe_3C 合金相图及其应用

钢是一定成分范围的铁碳合金。钢液在接近平衡状态的缓慢凝固冷却时，和经过热处理形成的显微组织，由一个或数个结构和成分均匀的组分（相）构成。钢中的铁、碳和其他元素在这些相中以各种方式被结合起来。图 2.3-1 所示为 Fe-C 和 Fe_3C 合金相图。图 2.3-2 所示为从纯铁〔w（C）=0〕到 100%渗碳体〔w（C）=6.67%〕的 Fe-C 相图的一部分，即 Fe-Fe_3C 相图。图中示出了包含各种相的温度和成分范围。图 2.3-3 所示为 Fe-C、Fe-Fe_3C 合金相图中的包晶转变。

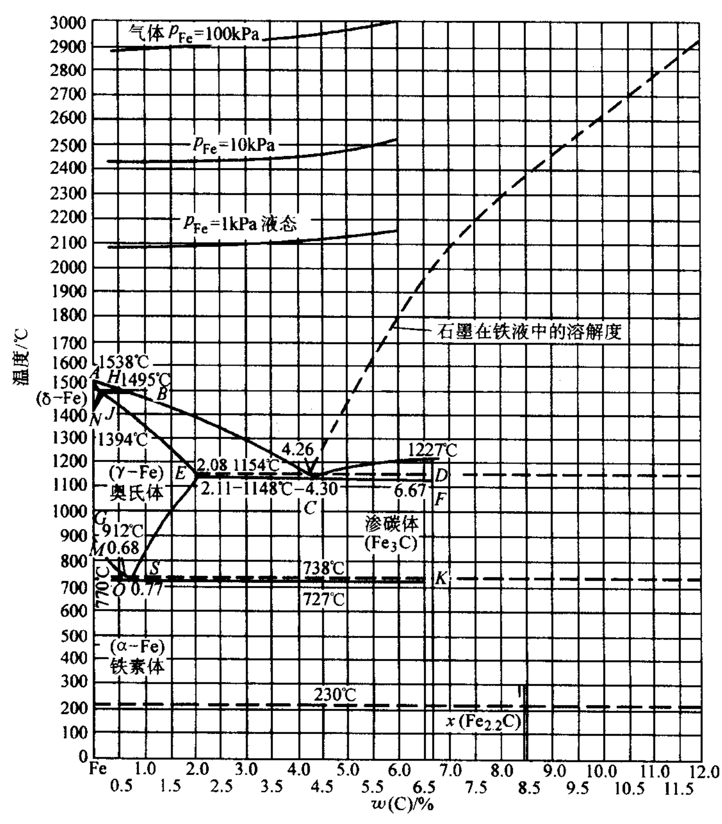


图 2.3-1　Fe-C 和 Fe-Fe_3C 合金相图

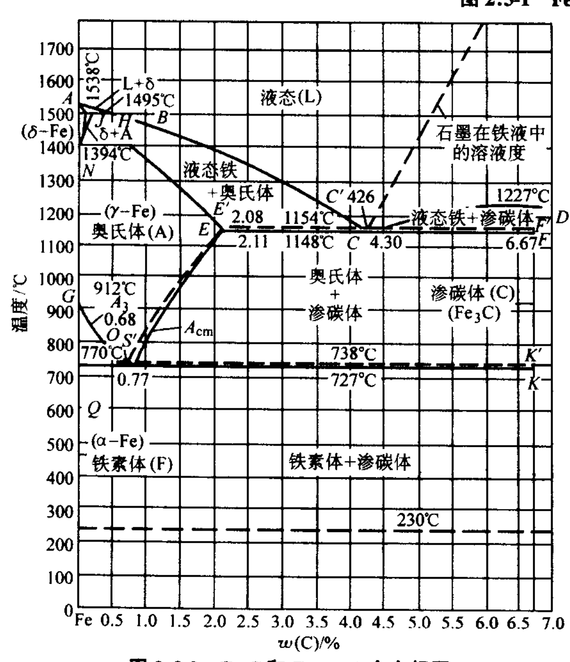


图 2.3-2　Fe-C 和 Fe-Fe_3C 合金相图

图 2.3-4 所示为 Fe-C、Fe-Fe_3C 合金相图中的碳在 Fe 中的溶解线。表 2.3-1 所列为 Fe-C 相图中的特征点及其碳含量和实际意义。Fe-C 相图中的各特性线列于表 2.3-2。Fe-C 相图中的各种相的特性列于表 2.3-3。图 2.3-5 所示为 Fe-C、Fe-Fe_3C 合金相图中，钢的固态转变部分。表 2.1-4 所列为合金元

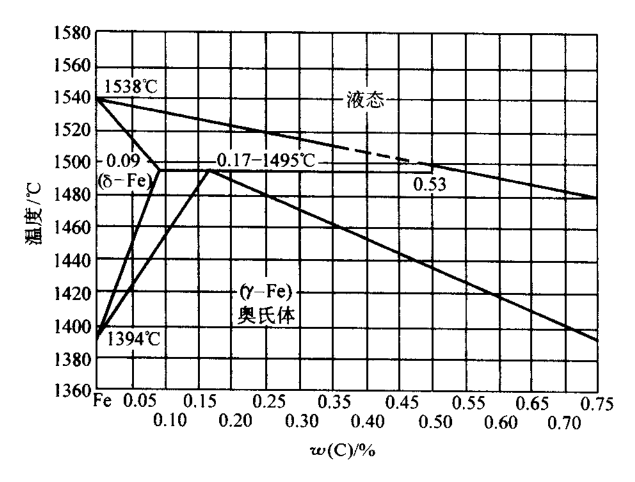


图 2.3-3　Fe-C、Fe-Fe_3C 合金相图中的高温包晶转变

素对 Fe-C 相图中 A_3 和 A_4 点的影响。图 2.3-6 所示为几种合金元素对共析温度 A_1 及共析点碳含量的影响。

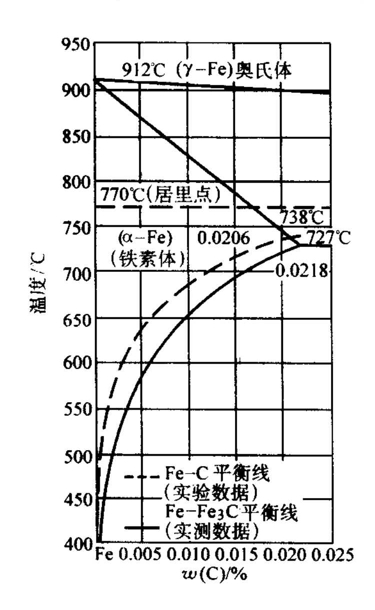


图 2.3-4　Fe-C、Fe_3C 合金相图中的碳在 Fe 中的溶解线

表 2.3-1　Fe-C 平衡图中的特征点

特征点	温度/℃	碳含量（质量分数）/%	说　明
A	1 538	0	纯铁熔点
B	1 495	0.53	包晶转变时，液态合金的碳浓度
C	1 148	4.30	共晶点 $L_c = \gamma_E + Fe_3C$
D	1 227	6.69	渗碳体（Fe_3C）的熔点（理论计算值）
E	1 148	2.11	碳在 γ 相中的最大溶解度
F	1 148	6.69	共晶转变线与渗碳体成分的交点
G	912	0	α-Fe⇌γ-Fe 同素异构转变点（A_3）
H	1 495	0.09	碳在 δ 相中的最大溶解度
J	1 495	0.17	包晶点 $L_B + \delta_H \rightleftharpoons \gamma_J$
K	727	6.69	共析转变线与渗碳体成分线的交点
M	770	0	α 相磁性转变点（A_2）

续表 2.3-1

特征点	温度/℃	碳含量（质量分数）/%	说　明
N	1 394	0	γ－Fe＝δ－Fe 同素异构转变点（A_4）
O	770	约 0.50	α 相磁性转变点（A_2）
P	727	0.021 8	碳在 α 相中的最大溶解度
Q	约 600	约 0.005	碳在 α 相中的溶解度
S	727	0.77	共析点 $\gamma_S = \alpha_P + Fe_3C$

表 2.3-2　Fe-C 平衡图中的特性线

特性线	说　明
AB	δ 相的液相线
BC	γ 相的液相线
CD	Fe_3C 的液相线
AH	δ 相的固相线
JE	γ 相的固相线
HN	碳在 δ 相中的溶解度线
JN	（δ＋γ）相区与 γ 相区分界线
GP	高于 A_1 时，碳在 α 相中的溶解度线
GOS	亚共析 Fe-C 合金的上临界点（A_3）
ES	碳在 γ 相中的溶解度线，过共析 Fe-C 合金的上临界点（A_{cm}）
PQ	低于 A_1 时，碳在 α 相中的溶解度线
HJB	$\gamma_J \rightleftharpoons L_B + \delta_H$ 包晶转变线
ECF	$L_c \rightleftharpoons \gamma_E + Fe_3C$
MO	α 铁磁性转变线（A_2）
PSK	$\gamma_S \rightleftharpoons \alpha_P + Fe_3C$ 共析反应线，Fe-C 合金的下临界点（A_1）
230℃	Fe_3C 的磁性转变线（A_0）

表 2.3-3　Fe-C 平衡图中各相的特性

名称	符号	晶体结构	说　明
铁素体	α	体心立方	碳在 α-Fe 中的间隙固溶体，用 F 表示
奥氏体	γ	面心立方	碳在 γ-Fe 中的间隙固溶体，用 A 表示
δ	δ	体心立方	碳在 δ-Fe 中的间隙固溶体，又称高温 α 相
渗碳体	Fe_3C	正交系	是一种复杂的化合物
液　相	L		铁碳合金的液相

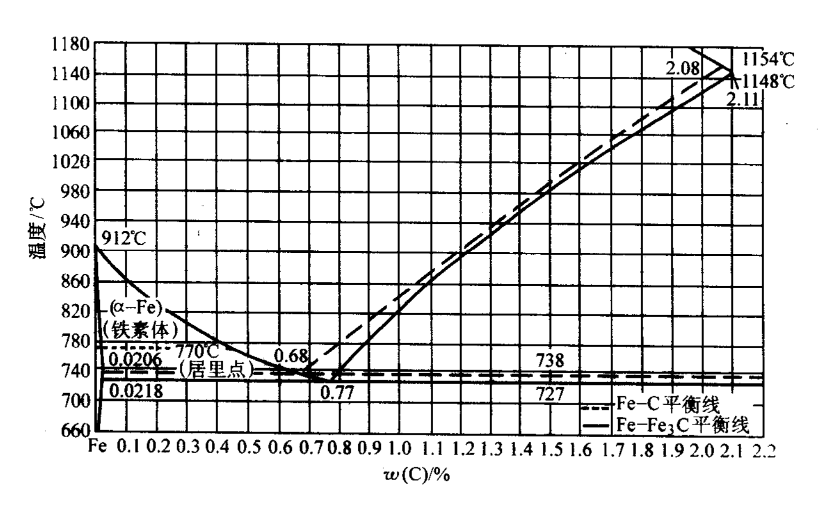


图 2.3-5　Fe-C、Fe-Fe_3C 合金钢的固态相变

表 2.3-4 各种元素对 Fe-C 状态图中 A_3 及 A_4 点的影响

A_4	↑	Mn	Ni	C	N	H	Cu	Zn	Au																	Co	
	↓									As	O	Zr	B	Sn	Be	Al	Si	P	Ti	V	Mo	W	Ta	Nb	Sb		Cr
A_3	↑									As	O	Zr	B	Sn	Be	Al	Si	P	Ti	V	Mo	W	Ta	Nb	Sb	Co	
	↓	Mn	Ni	C	N	H	Cu	Zn	Au																		Cr①

① 当 w（Cr）≤7%时使 A_3 降低，而当 w（Cr）>7%时则使 A_3 提高。

2 合金元素对钢铁组织和性能的影响

2.1 Fe-C 合金相图与热处理温度的关系

按 Fe-C 合金相图，含碳质量分数在 2% 以下的 Fe-C 合金被划定为钢，含碳质量分数大于 2% 的合金是铸铁。含碳质量分数为 0.77% 的钢被称为共析钢。含碳质量分数低于 0.77% 的被称为亚共析钢。含碳质量分数在 0.77% ~ 2% 的钢统称为过共析钢。Fe-C、Fe-Fe_3C 相图与热处理温度的关系示于图 2.3-7。钢中各相区边界温度被称为临界温度。热处理常用的临界温度符号及说明列于表 2.3-5 中。图 2.3-8 所示为 Fe-C 合金成分、组织、性能间关系的示意。

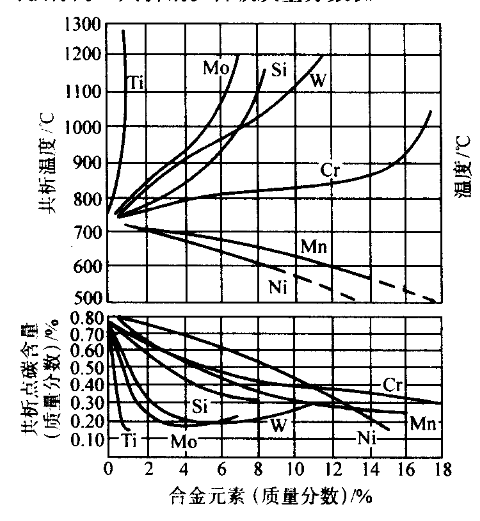


图 2.3-6 几种合金元素对共析温度（A_1）及共析点碳含量的影响

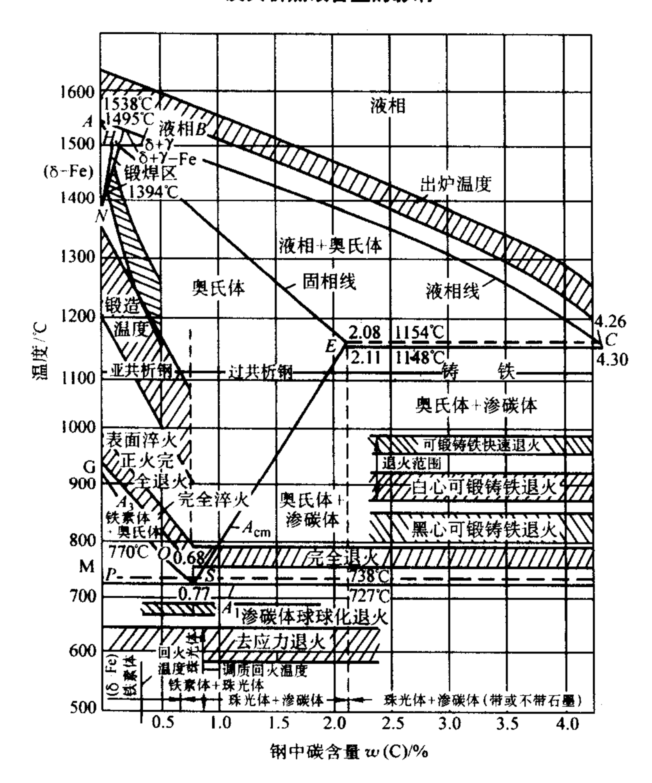


图 2.3-7 Fe-C 和 Fe-Fe_3C 相图与热处理温度

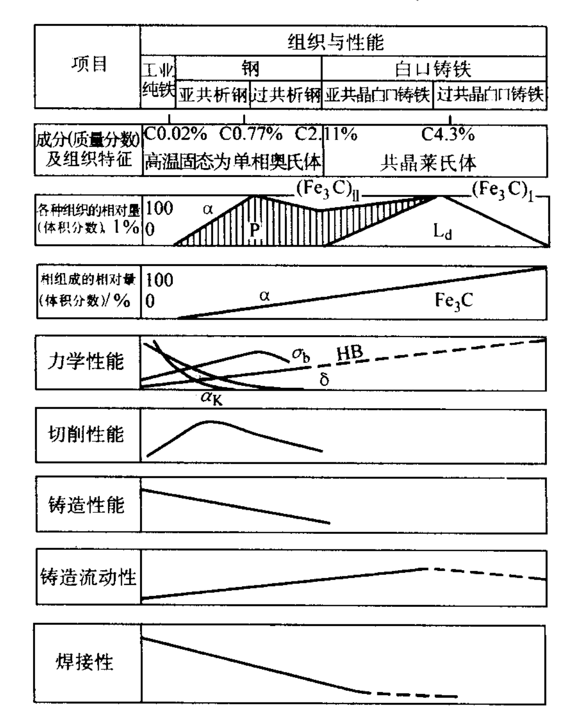


图 2.3-8 Fe-C 合金成分、组织、性能关系综合示意图

(Fe_3C)$_I$ —一次渗碳体；(Fe_3C)$_{II}$—二次渗碳体

表 2.3-5 热处理常用的临界温度符号及说明

符号	说　明
A_0	渗碳体的磁性转变点
A_1	在平衡状态下，奥氏体、铁素体、渗碳体或碳化物共存的温度，即一般所说的下临界点，也可写为 A_{e_1}
A_3	亚共析钢在平衡状态下，奥氏体和铁素体共存的最高温度，即亚共析钢的上临界点，也可写为 A_{e_3}
A_{cm}	过共析钢在平衡状态下，奥氏体和渗碳体或碳化物共存的最高温度，即过共析钢的上临界点，也可写为 $A_{e_{cm}}$
A_4	在平衡状态下 δ 相和奥氏体共存的最低温度，也可写为 A_{e_4}
A_{c_1}	钢加热，开始形成奥氏体的温度
A_{c_3}	亚共析钢加热时，所有铁素体均转变为奥氏体的温度
$A_{c_{cm}}$	过共析钢加热时，所有渗碳体和碳化物完全溶入奥氏体的温度
A_{c_4}	低碳亚共析钢加热时，奥氏体开始转变为 δ 相的温度
A_{r_1}	钢高温奥氏体化后冷却时，奥氏体分解为铁素体和珠光体的温度

续表 2.3-5

符号	说　明
A_{r_3}	亚共析钢高温奥氏体化后冷却时，铁素体开始析出的温度
$A_{r_{cm}}$	过共析钢高温奥氏体化后冷却时，渗碳体或碳化物开始析出的温度
A_{r_4}	钢在高温形成的δ相冷却时，完全转变为奥氏体的温度
B_s	钢奥氏体化后冷却时，奥氏体开始分解为贝氏体的温度
M_s	钢奥氏体化后冷却时，其中奥氏体开始转变为马氏体的温度
M_f	奥氏体转变为马氏体的终了温度

2.2　合金元素的影响

2.2.1　Fe-C-Me 三元合金相图

铁碳合金中的第三组元（合金元素）使包晶、共晶、共析等三相平衡相变成为变温转变过程，不能在一定温度下完成相变，只能在一定温度范围内完成相变。与此同时，对合金元素添加量较多的 Fe-C-Me 三元合金还将发生三元包晶、三元共晶、三元共析、包共晶、包共析等五相平衡转变。这些相平衡转变可在恒温下完成。图 2.3-9 ~ 图 2.3-12 是作为示例展示的 $Fe-Fe_3C-Si$（2%）、Fe-C-Si（2.4%）、Fe-C-Cr（1.6%）、Fe-C-Cr（13%）三元合金相图。Fe-N-C 三元合金相图等温截面示于图 2.3-13。

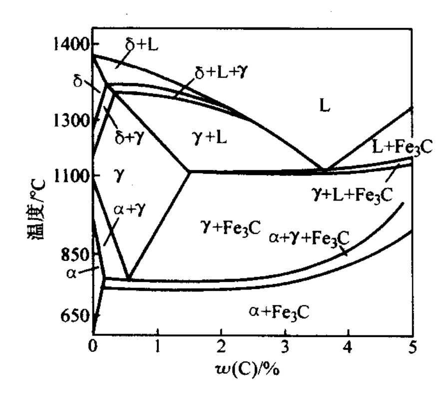


图 2.3-9　$Fe-Fe_3C-Si$ 三元合金相图
〔w(Si) = 2%〕

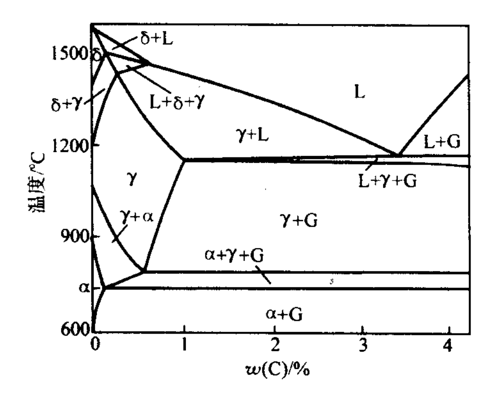


图 2.3-10　Fe-C-Si 三元合金相图
〔w(Si) = 2.4%〕

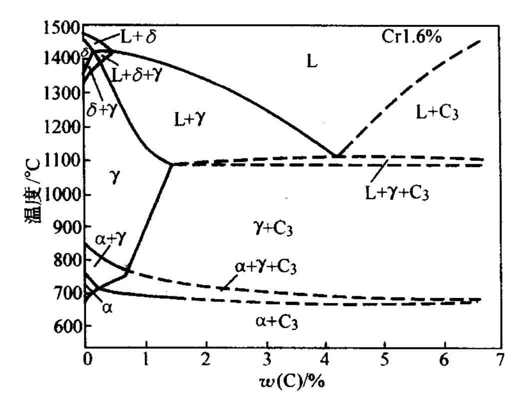


图 2.3-11　$Fe-Fe_3C-Cr$ 三元合金相图
〔w(Cr) = 1.6%〕

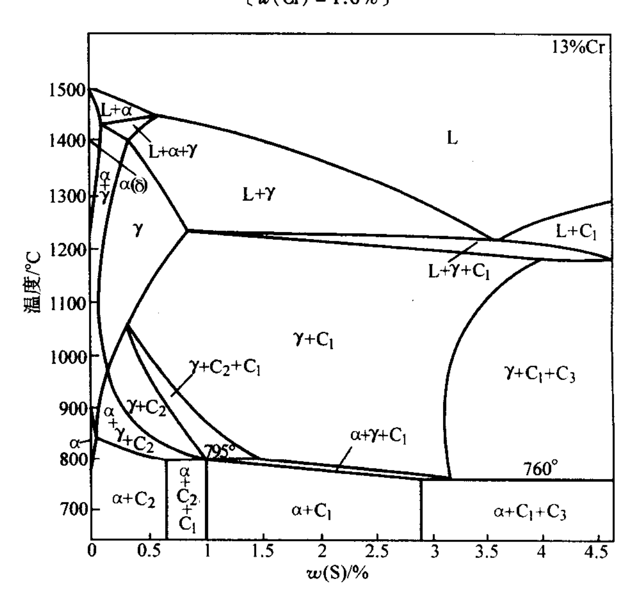


图 2.3-12　$Fe-Fe_3C-Cr$ 三元合金相图
〔w(Cr) = 13%〕
C_1—$(Cr, Fe)_7C_3$；C_2—$(Cr, Fe)_{23}C_6$；C_3—$(Fe, Cr)_3C$

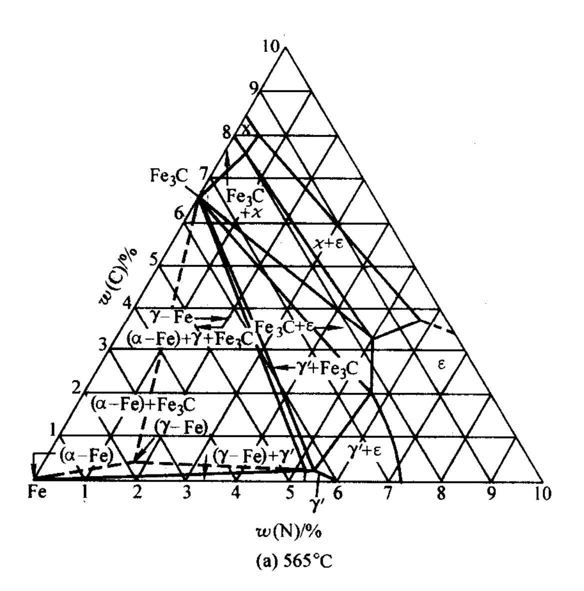
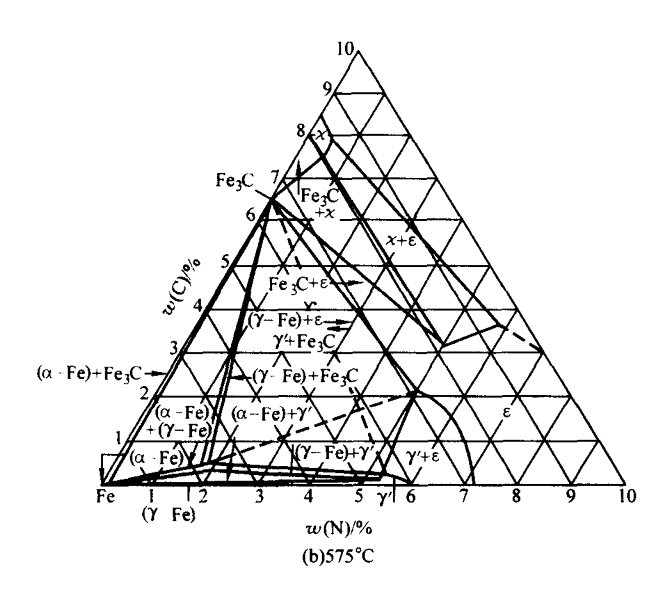


图 2.3-13　Fe-N-C 三元合金相图



(b)575℃

续图 2.3-13

2.2.2　合金元素在钢中的存在形式和影响

合金元素在钢中的存在形式列于表 2.3-6 中。表 2.3-7 所列为合金元素和有害元素在 α-Fe 和 γ-Fe 中的最大溶解度。合金元素在退火钢中的分布倾向列于表 2.3-8 中。表 2.3-9 所列为钢中碳化物的结构和性质。合金元素对钢组织的影响列于表 2.3-10，对钢力学性能影响示于图 2.3-14～图 2.3-18。合金元素对钢物理性能的影响示于图 2.3-19～图 2.3-22。表 2.3-11 所列为合金元素对热处理工艺的影响。合金元素表 2.3-12 为合金元素对钢化学性能的影响。合金元素对钢材加工工艺性的影响列于表 2.3-13 中。

表 2.3-6　合金元素在钢中的存在形式

存在形式	合金元素
在奥氏体、铁素体中形成固溶体，不形成碳化物	Si、Al、Cu、Ni、Co
极易形成碳化物，仅在缺少碳时，才进入固溶体	V、Zr、Nb、Ti、Ta、Cr、Mo、W
部分进入固溶体，部分进入渗碳体置换一部分铁原子，也形成特殊化合物	Mn[$(Fe, Mn)_3C$]、Cr[$(Fe, Cr)_3C$]、$(Fe,Cr)_7C_3$、$(Fe,W)_6C$
易和氧、氮化合形成氧化物和氮化物，成为钢中夹杂	Al（Al_2O_3、AlN）、Mn、Si（MnO、SiO_2）、Ti（TiO_2、TiN）、Zr（ZrN）
和硫化合形成硫化物夹杂，和铁镍化合形成金属间化合物	Mn、Zr、Se Si（FeSi）、Cr（Fe-Cr）、W（Fe_2W）、Ti（Fe_2Ti）、Ni（Ni_3Ti）

表 2.3-7　合金元素和有害元素在 α-Fe 和 γ-Fe 中最大溶解度

元素	在 α-Fe 中		在 γ-Fe 中	
	温度/℃	溶解度/%	温度/℃	溶解度/%
Al	1 094	36	1 150	0.625
As	841	11.0	1 150	1.5
B	913	0.002	1 161	0.021
Be	1 165	7.4	1 100	0.2
C	727	0.021 8	1 148	2.11

续表 2.3-8

元素	在 α-Fe 中		在 γ-Fe 中	
	温度/℃	溶解度/%	温度/℃	溶解度/%
Co	600	76		无限
Cr		无限	约 1 050	12
Cu	851	2.1	1 096	约 9.5
Mn	<300	>3		无限
Mo	1 450	37.5	约 1 150	约 4
N	590	0.1	650	2.8
Nb	989	1.8	1 220	2.6
Ni	~415	7		无限
O	910	0.03	910～1 390	0.002～0.003
P	1 049	2.55	1 152	0.3
Pd	816	6.1		无限
S	914	0.020	1 370	0.065
Sb	1 003	约 34	1 154	2.5
Si	1 275	13	约 1 150	约 2
Sn	751	约 17.9	约 1 100	约 1.5
Ti	1 291	9	1 150	0.71
V		无限	1 120	1.4
W	1 554±6	35.5	1 150	约 4
Zr	926	0.8	1 308	约 2

表 2.3-8　合金元素在退火钢中的分布倾向

元素	溶于铁素体中	结合于碳化物中	进入非金属夹杂物	进入金属间化合物	游离状态
Al	Al	—	Al_2O_3，FeO Al_2O_3，AlN	Fe_xAl	
B	B	—		Fe_xB	
Ni	Ni	—		Ni_3Ti， Ni_3Al	
Co	Co	—		(FeCo)	
Si	Si	—	$SiO_2·M_xO_y$	FeSi	
Mn	Mn◀◀◀—▶	Mn	MnS，MnO·SiO_2		
Cr	Cr◀◀—▶	Cr	Cr_xO_y， FeO·Cr_2O_3	FeCr	
Mo	Mo◀◀—▶▶	Mo			
W	W◀◀—▶▶	W		Fe_2W	
Ta	Ta◀—▶▶▶	Ta	TaN		
V	V◀—▶▶	V	V_xO_y，V_xN_y		
Nb	Nb◀—▶▶▶	Nb	NbN		
Zr	Zr◀—▶▶	Zr	ZrO_2，Zr_xN_y		
Ti	Ti◀—▶▶	Ti	FeO·TiO_2，Ti_xN_g	Fe_2Ti	
P	P	—			
S	S	—	(Mn，Fe) S，ZrS		
Cu	Cu	—			Cu[w(Cu)>0.8%时]
Pb	—	—	PbS		Pb

表 2.3-9　钢中碳化物的结构和性质

碳化物	类型	晶　格	晶胞中原子数	r_c/r_m①	晶格常数/nm	熔点/℃	硬度（换算值）HV	备　注
TiC ZrC NbC TaC VC	TiC	面心立方	8（4Me+4C）	0.53 0.48 0.53 0.53 0.57	0.432 0.468 5 0.448 5 0.444 5 0.415 或 0.430	3 410 3 805 3 720±125 4 150±140 3 023	3 200 2 600 2 400 1 800 2 500～2 800	TiC 型碳化物硬度高，稳定，不易溶于奥氏体 不锈钢中常用 Ti、Nb 固定碳避免晶间腐蚀 TaC 微粒能阻止晶粒长大 工具钢中加入少量 V，形成 VC，可增加耐磨性，细化晶粒 高速钢中析出 VC，引起二次硬化
W_2C Mo_2C $Fe_{2.4}C$	W_2C	密排六方	3（2Me+C）	0.55 0.58 0.61	$a=0.298\ 6$, $c/d=1.578$ $a=0.301$, $c/a=1.573$ $a=0.275\ 5$, $c/a=1.579$	3 130 2 690±50	3 000 1 800～2 200	高速钢中析出 W_2C，引起二次硬化 高速钢中析出 Mo_2C，引起二次硬化 回火第一阶段的马氏体分解产物，介稳定相
WC	WC	简单六方	2（1Me+1C）	0.55	$a=0.290\ 0$ $c/a=0.975$	2 867	2 400～2 740	含 W 工具钢退火和高温回火时析出稳定碳化物，增加耐磨性
MoC	WC	简单六方	2（1Me+1C）	0.56	$a=0.289\ 3$ $c/a=0.969$	2 690±50	2 250	含 W 工具钢退火和高温回火时析出稳定碳化物，增加耐磨性
$Cr_{23}C_6$ $Fe_{21}W_2C_6$ $Fe_{21}Mo_2C_6$	$M_{23}C_6$	复杂立方	116（92Me+24C）	0.61 —	1.063	≈1 550	1 000～1 520	Cr13 型不锈钢中的碳化物 退火高速钢中的碳化物 退火钼高速钢中的碳化物
Cr_7C_3	Cr_7C_3	三斜	80（56Me+24C）	0.61	$a=1.398$ $c=0.453$	1 670	1 820	高碳高铬工具钢 Cr12 钢中碳化物
Fe_3C Mn_3C	Fe_3C	复杂正交	16（12Me+4C）	0.61	$a=0.461\ 55$ $b=0.507\ 73$ $c=0.672\ 65$	1 330	1 150～1 340	结构钢、工具钢中的碳化物，其中常溶入一定量合金元素
Fe_4W_2C Fe_4Mo_2C	M_6C	复杂立方	112（96Me+16C）		1.11 1.108	1 890 1 890		高速钢退火后及淬火未溶的碳化物 钼高速钢退火后及淬火未溶的碳化物

① 碳化物中的碳和其他元素的原子半径比值。

表 2.3-10　合金元素对钢组织的影响

影响方面	合金元素	影响方面	合金元素
对奥氏体化过程的影响 加速 延缓	 Co Ti、V、Mo、W	对奥氏体晶粒度的影响 阻碍晶粒长大 影响不明显 加速晶粒长大	 Ti、V、Ta、Zr、Nb 和少量 W、Mo 等形成稳定难溶碳化物元素，N、O、S 等形成高熔点非金属夹杂物和金属间化合物元素 Si、Ni、Co 等促进石墨化元素 Cu 结构上自由存在的元素 Cr 等形成比较易溶解碳化物的元素 Mn、P
对奥氏体等温转变的影响 保持等温转变图形状，向右移 等温转变图明显右移，珠光体和贝氏体转变曲线分开，使等温转变图左移	 Si、P、Ni、Cu 等不形成碳化物元素和弱形成碳化物元素 强形成碳化物元素 Ti、V、Cr、Mo、W、Co		
对连续冷却转变图的影响 降低奥氏体分解或转变温度 提高奥氏体分解或转变温度	 使等温转变图向右移的元素 使等温转变图向左移的元素，如 Co、Al	多种元素综合作用	比较复杂，不是简单叠加
		对 Fe-C 相图奥氏体区的影响 缩小和封闭 γ 区	 Cr、W、Mo、Si、V、Ti 等
对马氏体转变的影响 降低 M_s 点 影响 M_s 点不明显 提高 M_s 点	 C、Mn、V、Cr、Ni、Cu、Mo、W Si、B Co、Al	防止或延迟回火脆性	Be、Mo、W
		对回火二次硬化的影响 残留奥氏体转变 沉淀硬化	 Mn、Mo、W、Cr、Ni、Co、V V、Mo、W、Cr、Ni、Co

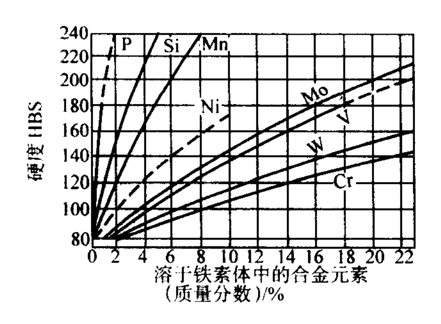


图 2.3-14　各种合金元素对铁素体固溶硬化作用

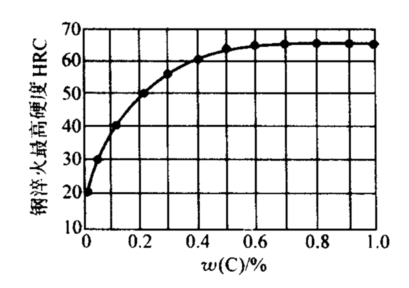


图 2.3-15　马氏体碳含量与最高硬度的关系

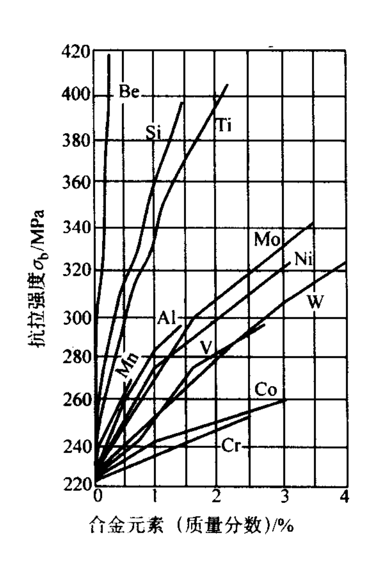


图 2.3-16　不同的合金元素含量对抗拉强度的影响

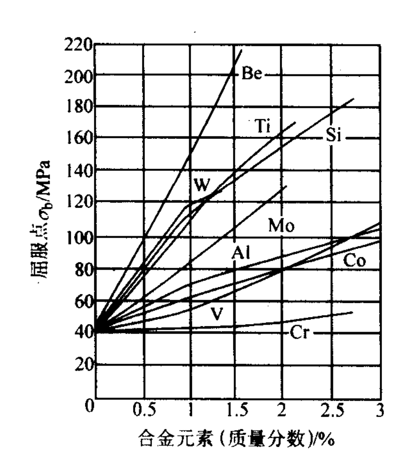
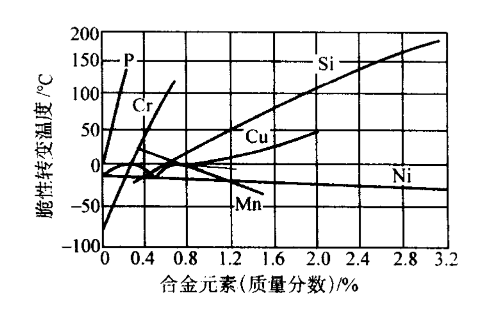


图 2.3-17　不同的合金元素含量对屈服强度的影响



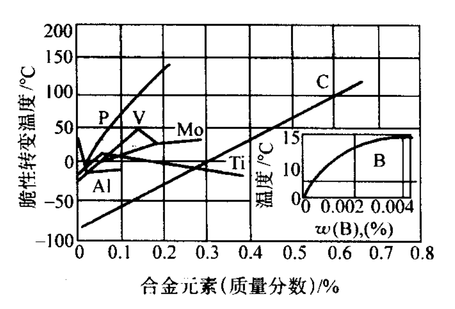


图 2.3-18　合金元素对脆性转变温度的影响

（以质量分数为 C0.3%，Mn1.0%，Si0.3%的钢的脆性转变温度为基础，分别加入其他合金元素后对其脆性转变温度的影响）

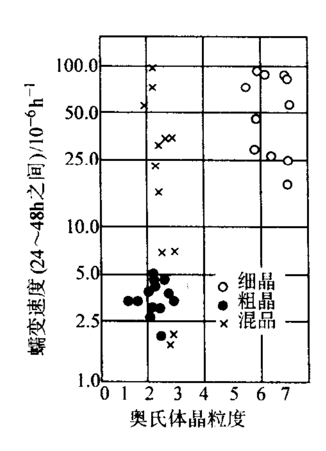


图 2.3-19　奥氏体晶粒大小和蠕变速度的关系

（试验温度：600℃；载荷 50 N/mm²）

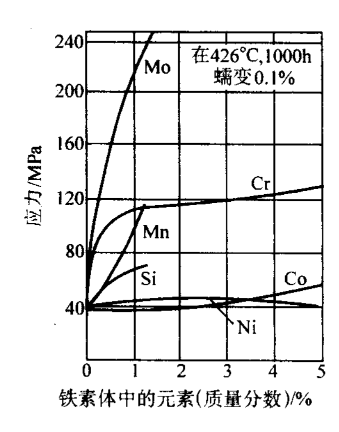
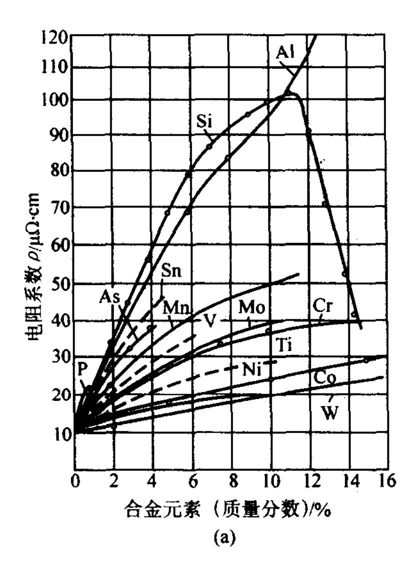
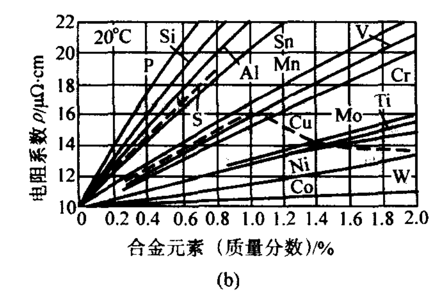


图 2.3-20　几种合金元素对铁素体蠕变强度的影响



(a)



(b)

图 2.3-21　各种合金元素对铁的电阻系数的影响（20℃时）

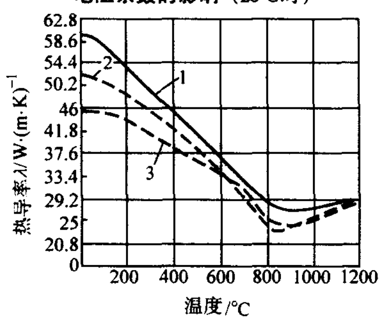


图 2.3-22　不同碳含量（质量分数）的碳素钢在不同温度时对热导率的影响

1—w（C）=0.08%；2—w（C）=0.42%；3—w（C）=1.22%

表 2.3-11　合金元素对热处理工艺的影响

影响方面	合金元素
对热处理加热温度的影响 提高退火、淬火、回火温度 增加过热敏感性 降低过热敏感性 不宜在高温加热	 Cr、Co、V、Al、Ti C、Mn、Cr W、Mo、Ti、V、Ni、Si、Ta、Co Mo
对热处理加热时间的影响 不宜长时间退火，以免降低淬火硬度 必须适当延长淬火加热时间	 含 W 钢 含 Cr、W、V 钢
对反复热处理不敏感	W 钢
对化学热处理的影响 促进对氮的吸收 促进对碳的吸收	 Al、Cr、Ta Cr、W、Mo、V

续表 2.3-11

影响方面	合金元素
对高温渗碳温度敏感	Cr、Mo、Mn
对钢淬透性的影响 提高淬透性 降低淬透性 例外	 易使晶粒长大的元素，如 Mn；降低奥氏体转变临界冷速的元素，如 C、P、Si、Ni、Cr、Mo、B、Cu、As、Sb、Be、N 使晶粒细化的元素，如 Al 提高奥氏体转变临界冷速的元素，如 S、V、Ti、Co、Nb、Ta、W、Te、Zr、Se V、Ti、Nb、Ta、Zr、W 等强碳化物形成元素形成碳化物时降低淬透性，溶入固溶体则相反
对回火稳定性的影响 提高回火稳定性 作用不明显	 V、W、Ti、Cr、Mo、Co、Si Al、Mn、Ni
对回火脆性的影响 促使回火脆性	 Mn、Cr、N、P、V、Cu、Ni

表 2.3-12　合金元素对钢化学性能的影响

化学性能	元素的影响
高温氧化	$Fe\text{-}Fe_3C$ 合金的抗高温氧化性能很差，加入 Cr、Si、Al 等元素，在钢表面形成致密氧化物，保护钢材表面不继续氧化
高温含硫气体腐蚀	含 Ni 钢的抗硫腐蚀性很差，无 Ni 的 Cr、Al、Si 钢具有较强的抗硫腐蚀能力
低温、常温和零下的表面化学性能变化	由于液体和气体腐蚀介质在钢表面产生局部伏特电池效应而导致腐蚀。采用含高 Ni、Cr 的单相奥氏体不锈钢可避免或明显缓和这种电解腐蚀作用，Al 在钢中也能起到减少表面腐蚀的作用。提高碳含量对钢的抗大气腐蚀能力不利。随碳量增加，抗晶间腐蚀能力明显降低。加入一定量的 Ti 或 Nb 可改善。Cu 和 P 能提高钢抗大气腐蚀能力。Cu 也可提高油漆层的附着力。含 Cu 钢也是优良的建筑钢材

表 2.3-13　合金元素对钢材加工工艺性的影响

工艺性能	元 素 影 响
焊接性	V、Ti、Nb、Zr 改善钢的焊接性，P、S、C、Si 恶化焊接性。一般提高钢淬透性的元素都降低焊接性
可加工性	加入 S、Mn 在钢中易生成均匀分布的 MnS 夹杂，切削时易断屑。在优质钢中加入少量 Pb，亦可改善可加工性。此外，还要采取适当的热处理使钢材硬度适中
冷作加工性	S、P 等元素易使钢变脆，冷作性能差，C、Si、P、S、Ni、Cr、V、Cu 等元素都会降低钢的深冲压、拉深性能。Al 有细化晶粒作用，含少量 Al 的钢可提高深拉深后的钢板表面质量
回火稳定性	Cr、Ni、W、Mo 等固溶于钢中的合金元素可提高钢的回火稳定性，即延缓回火时的硬度降低速度，提高硬度开始降低的温度

3　其他金属合金相图

工业中常用的二元和三元合金相图示于图 2.3-23 ~ 图 2.3-130，其目录列于表 2.3-14。

表 2.3-14　合金相图目录

续表 2.3-13

图号	合金 页码	图号	合金 页码
2.3-107	Al-Fe-Mn 600℃等温截面图	2.3-119	C-Cr-Fe 截面图
2.3-108	Al-Fe-Mn 液态相图	2.3-120	C-Cr-Fe 1 150℃等温截面图
2.3-109	Al-Fe-Ni 液态相图	2.3-121	C-Fe-Mn 截面图
2.3-110	Al-Fe-Ni 固态合金相图	2.3-122	C-Fe-Mo 截面图
2.3-111	Al-Fe-Ni 相图	2.3-123	C-Fe-Niw (C) 0.4%截面图
2.3-112	Al-Fe-Si 液态合金相图	2.3-124	C-Fe-P 液态合金相图
2.3-113	Al-Mg-Zn 固态合金相图	2.3-125	C-Fe-Si 等温截面图
2.3-114	Al-Mg-Zn 460℃等温截面图	2.3-126	C-Fe-Ti 截面图
2.3-115	Al-Mn-Zn 600℃等温截面图	2.3-127	C-Fe-Ti 等温截面图
2.3-116	Al-Mn-Zn 液态合金相图	2.3-128	C-Fe-V 截面图
2.3-117	Al-Mn-Ni 液态合金相图	2.3-129	C-Fe-W 液态合金相图
2.3-118	Al-Mn-Ni 600℃等温截面图	2.3-130	C-Fe-W 等温截面图

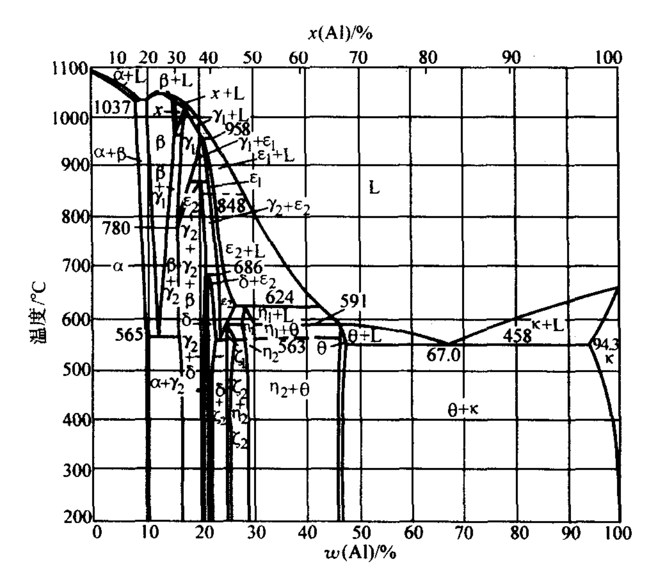


图 2.3-23 Al-Cu

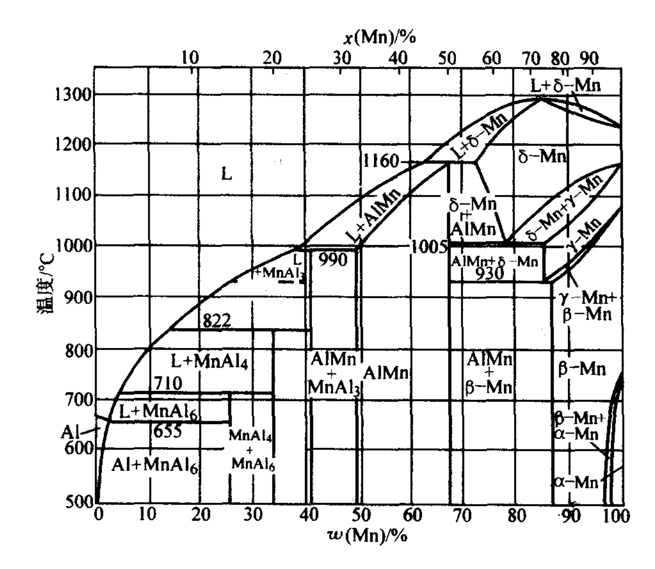


图 2.3-24 Al-Mn

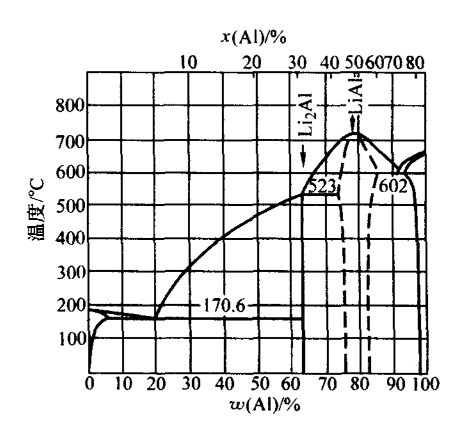


图 2.3-25 Al-Li

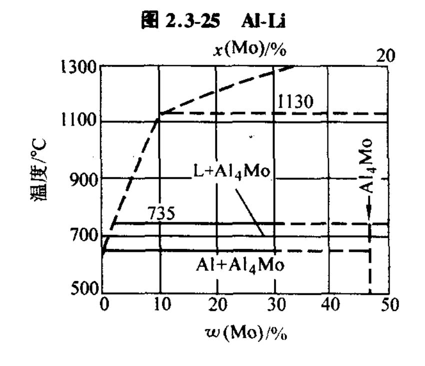


图 2.3-26 Al-Mo

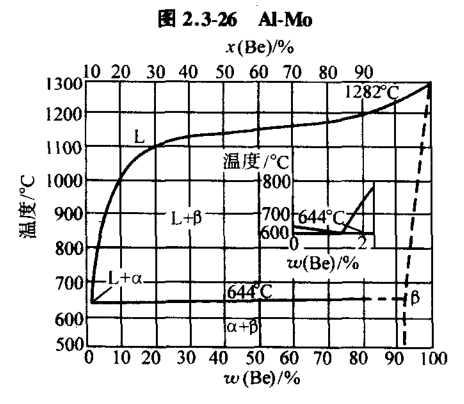


图 2.3-27 Al-Be

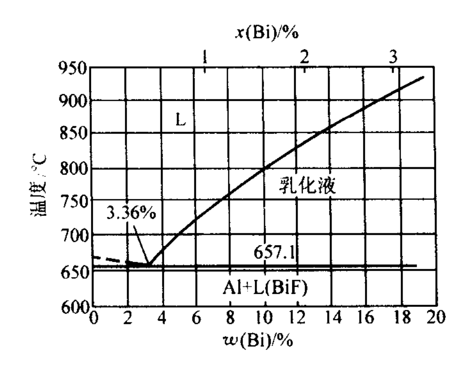


图 2.3-28　Al-Bi

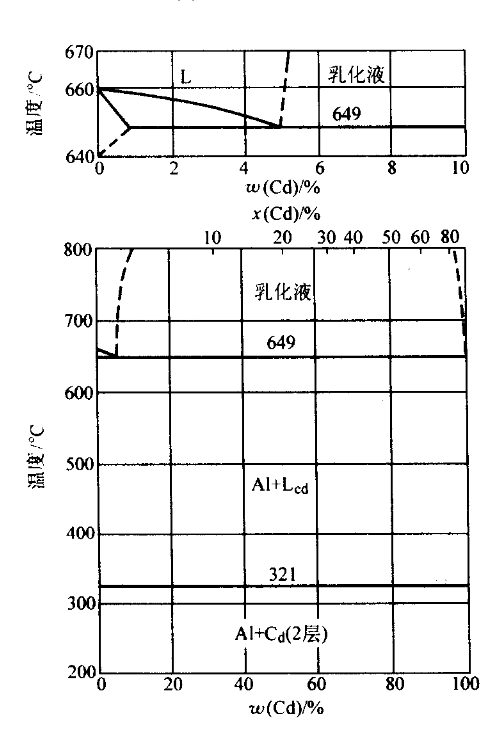


图 2.3-29　Al-Cd

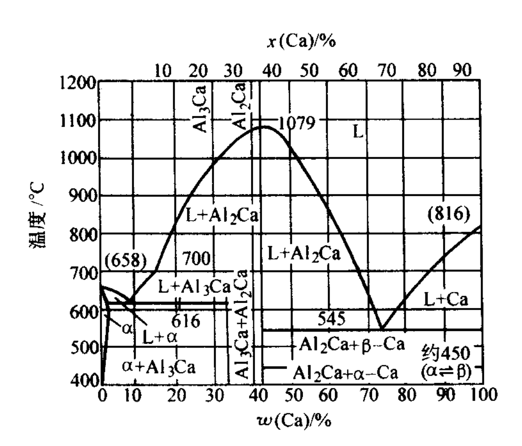


图 2.3-30　Al-Ca

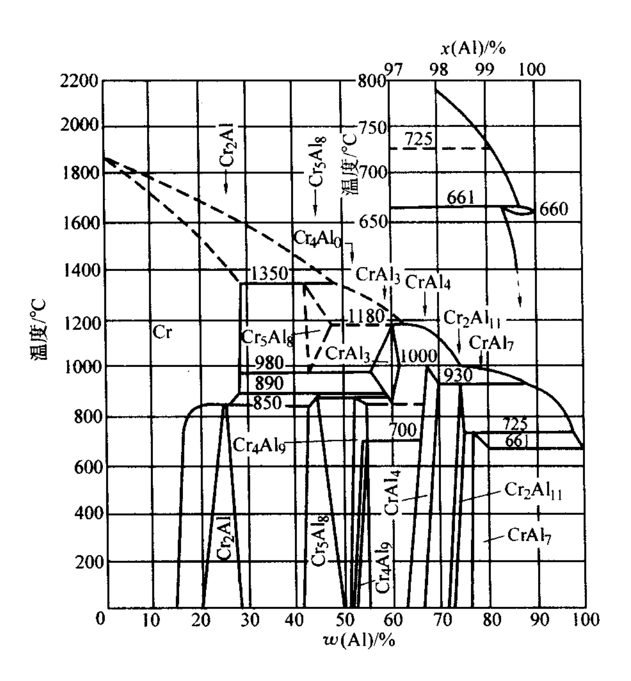


图 2.3-31　Al-Cr

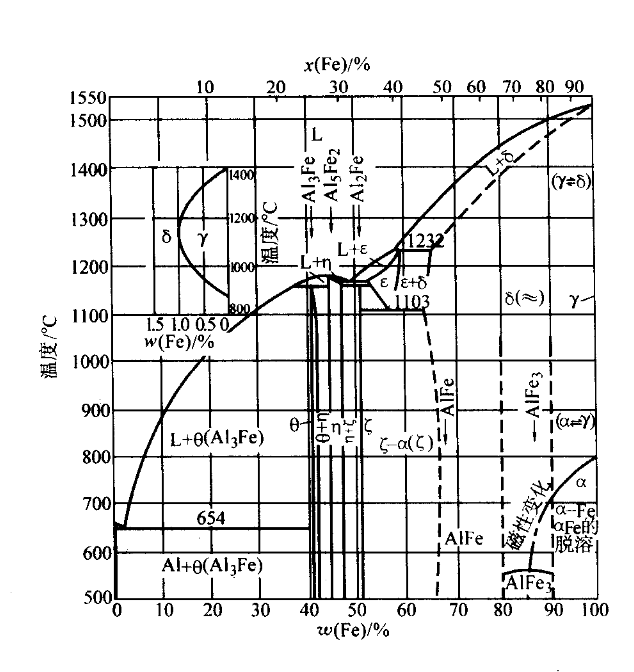


图 2.3-32　Al-Fe

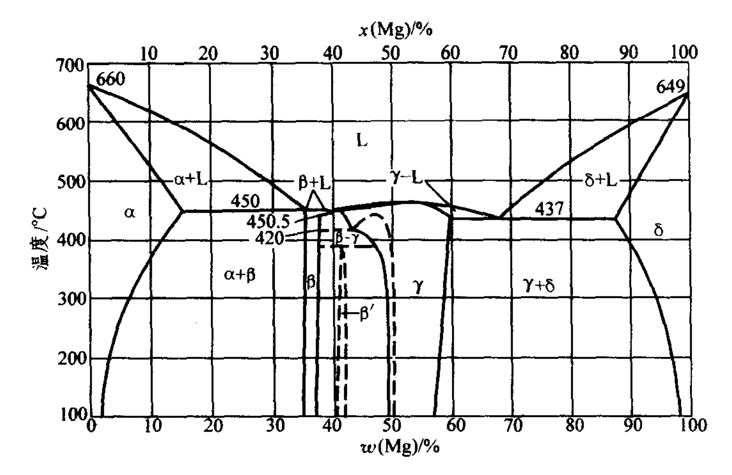


图 2.3-33　Al-Mg

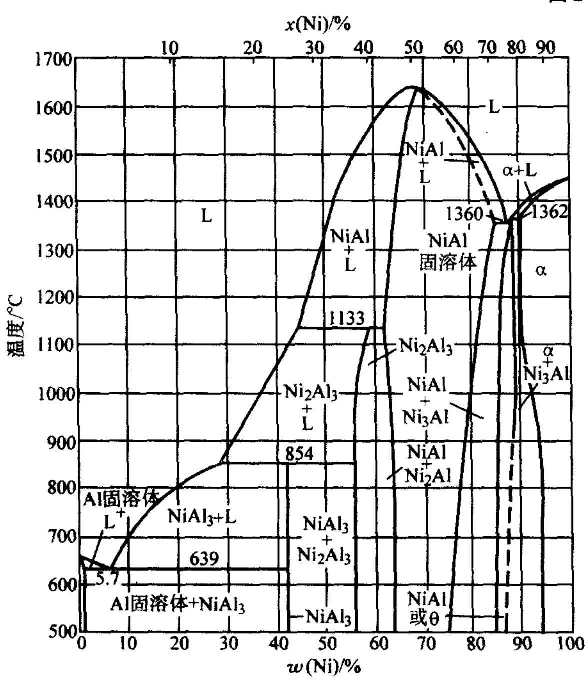


图 2.3-34　Al-Ni

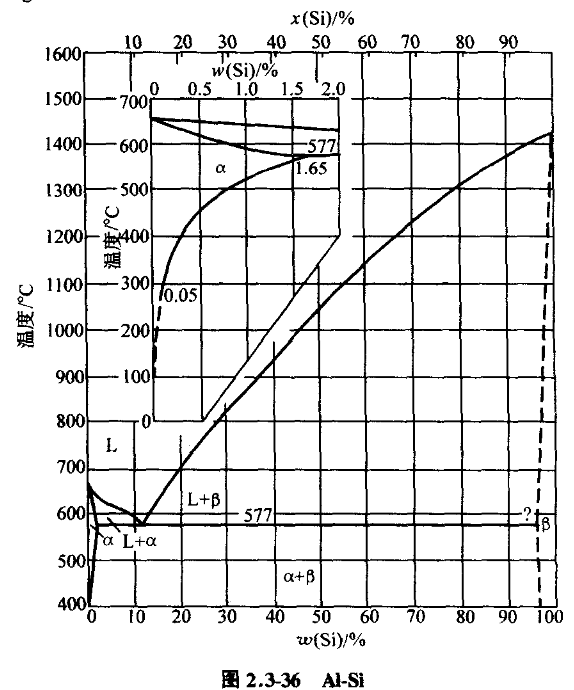


图 2.3-36　Al-Si

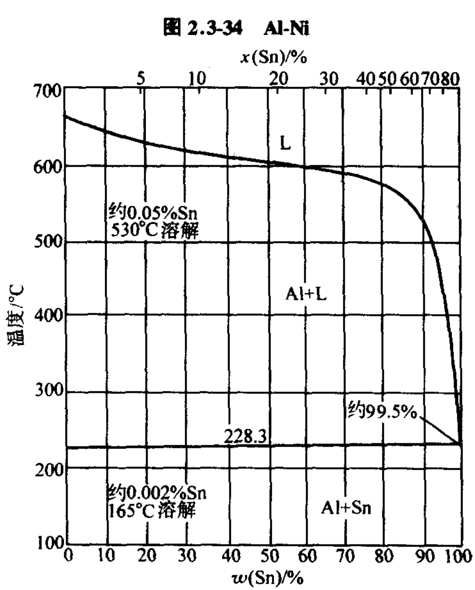


图 2.3-35　Al-Sn

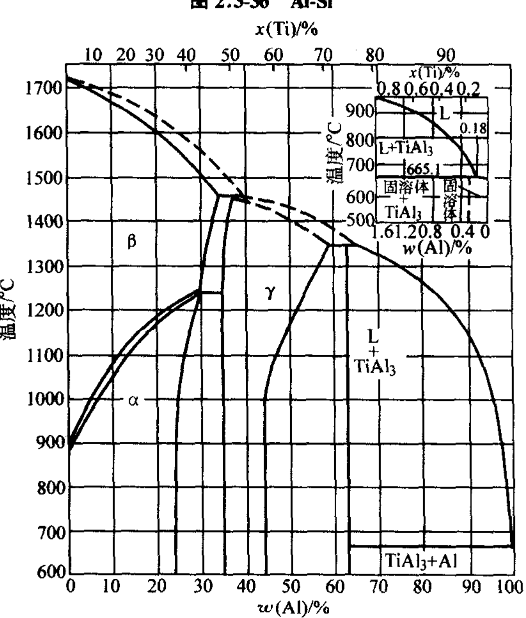
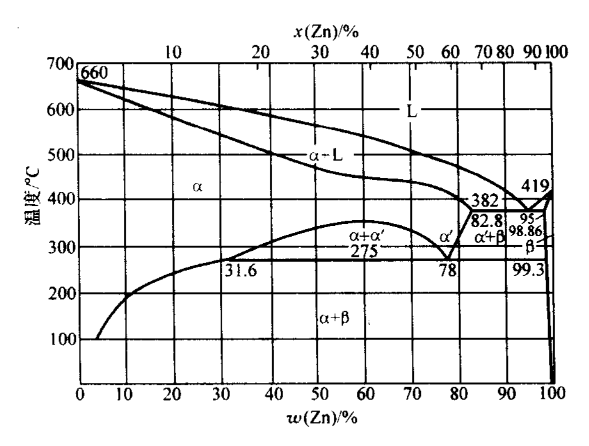


图 2.3-37　Al-Ti



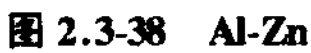


图 2.3-38　Al-Zn

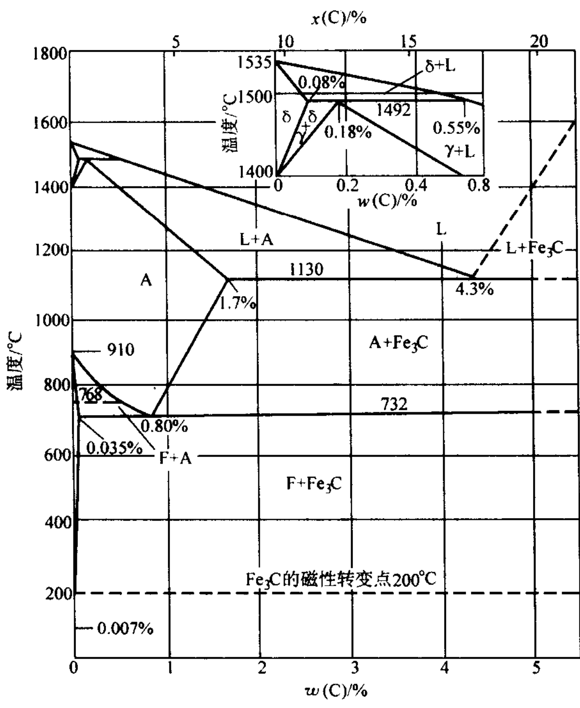


图 2.3-39　C-Fe

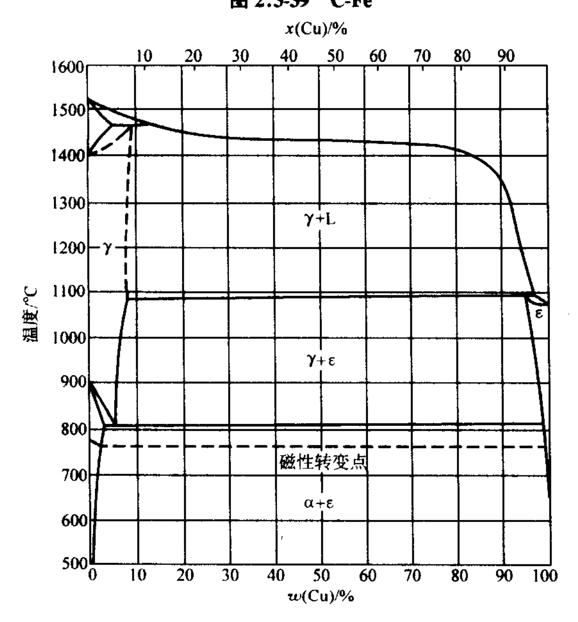


图 2.3-40　Cu-Fe

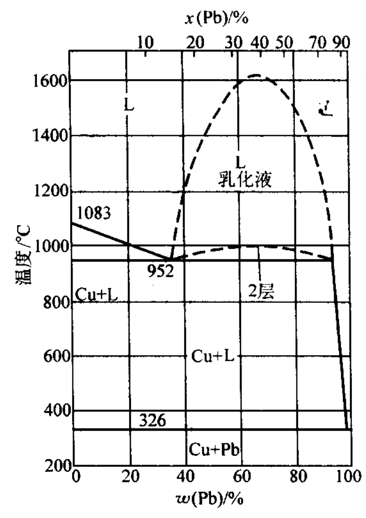


图 2.3-41　Cu-Pb

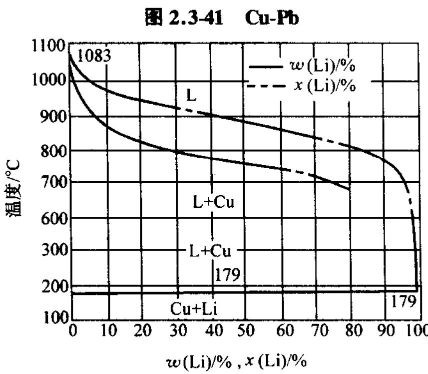


图 2.3-42　Cu-Li

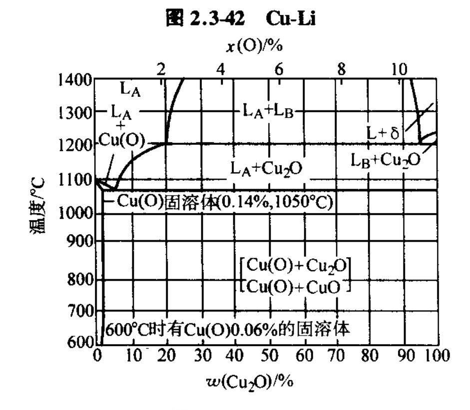


图 2.3-43　Cu-O

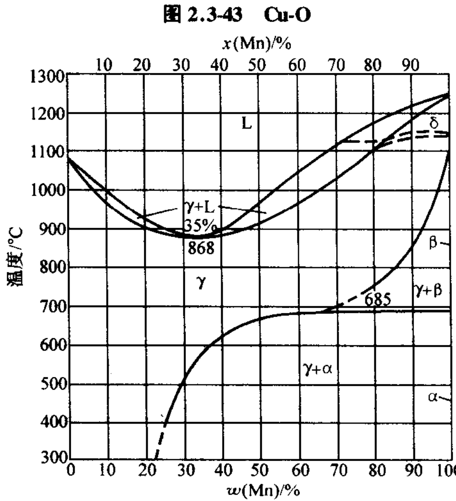


图 2.3-44　Cu-Mn

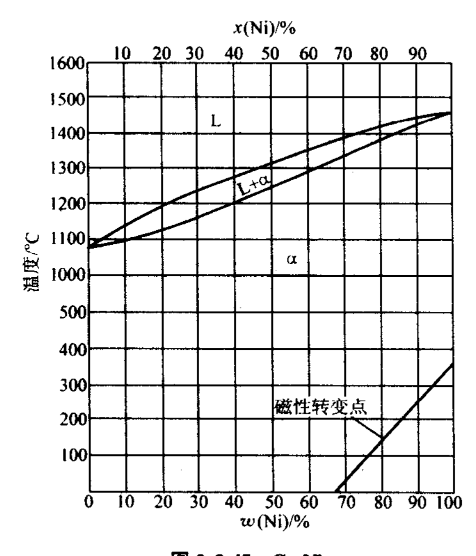


图 2.3-45 Cu-Ni

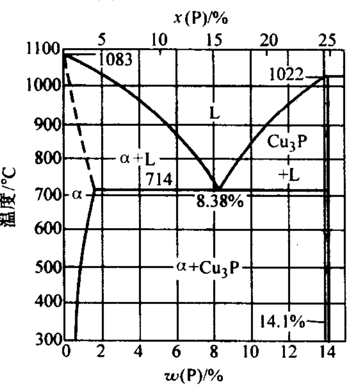


图 2.3-46 Cu-P

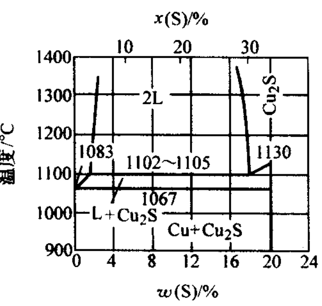


图 2.3-47 Cu-S

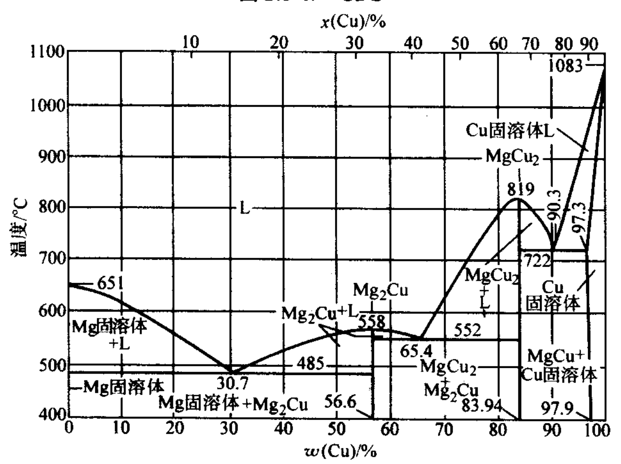


图 2.3-48 Cu-Mg

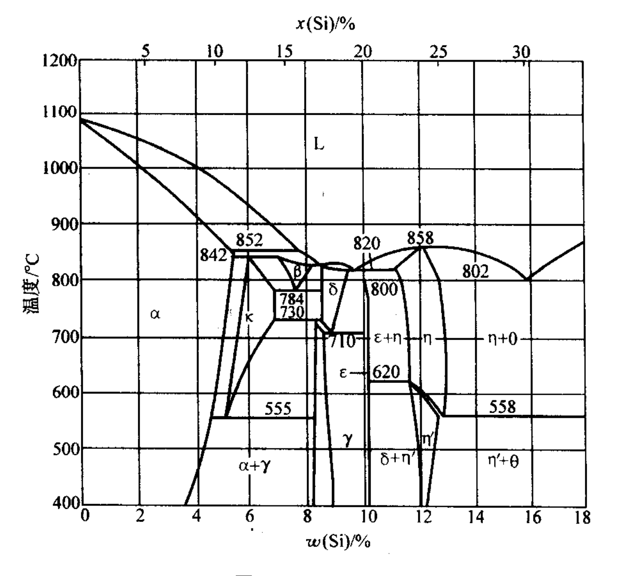


图 2.3-49 Cu-Si

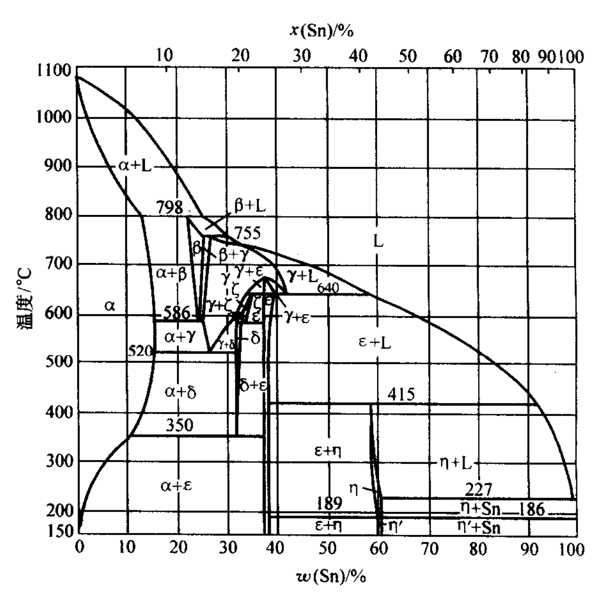


图 2.3-50 Cu-Sn

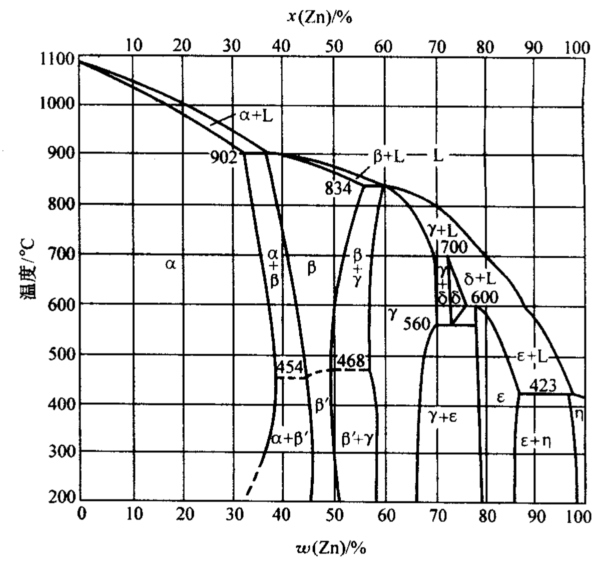


图 2.3-51 Cu-Zn

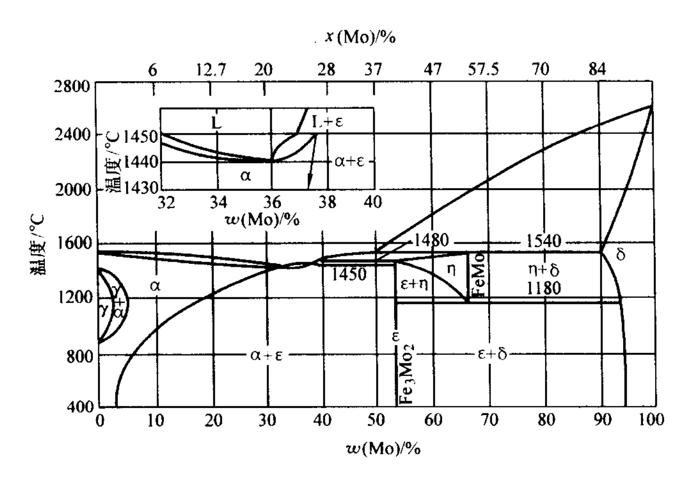


图 2.3-52　Fe-Mo

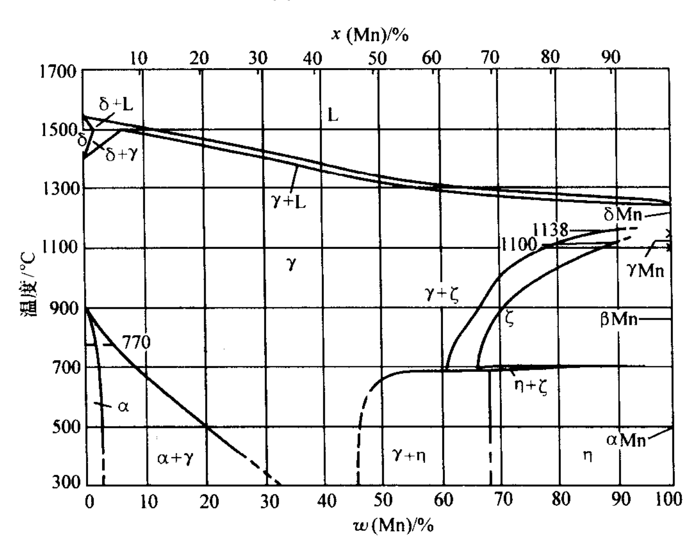


图 2.3-53　Fe-Mn

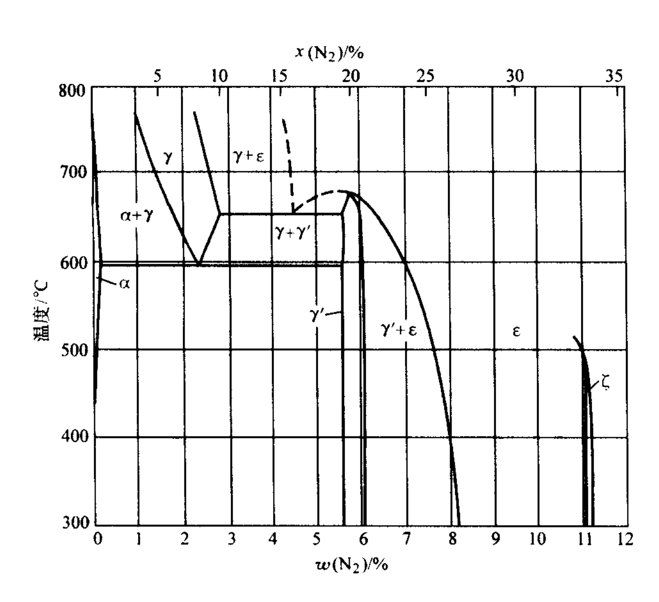


图 2.3-54　Fe-N

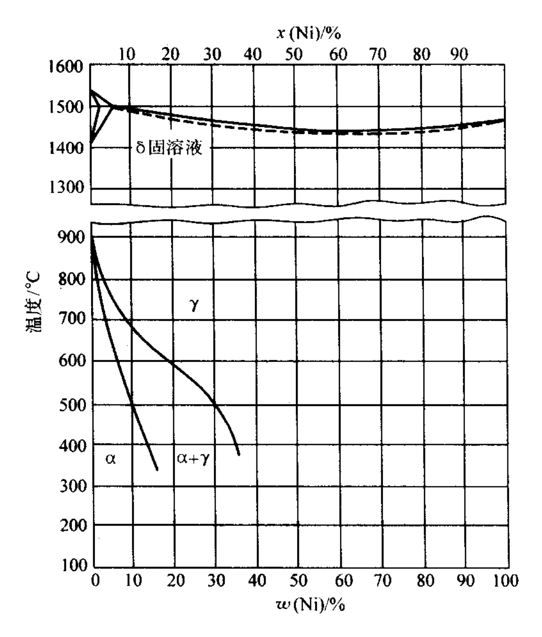


图 2.3-55　Fe-Ni

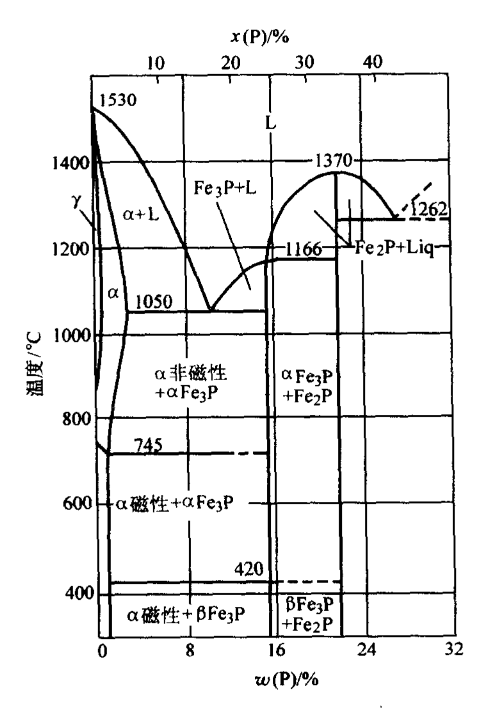


图 2.3-56 Fe-P

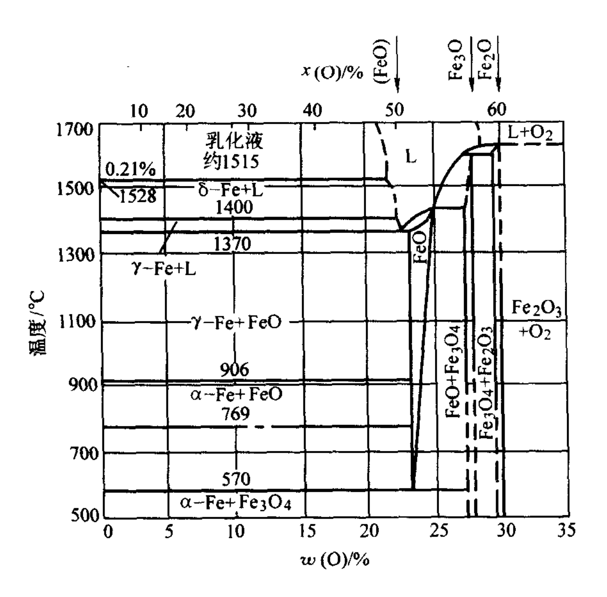


图 2.3-59 Fe-O

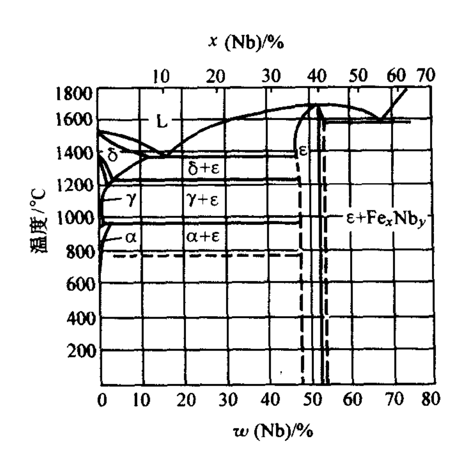


图 2.3-57 Fe-Nb

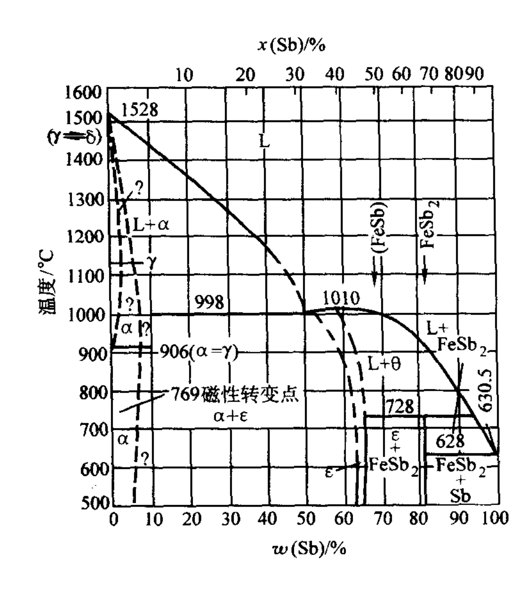


图 2.3-60 Fe-Sb

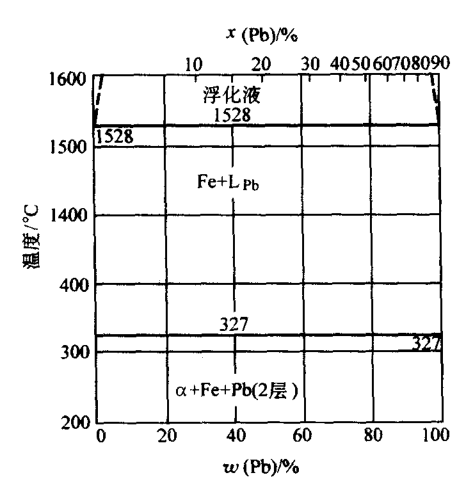


图 2.3-58 Fe-Pb

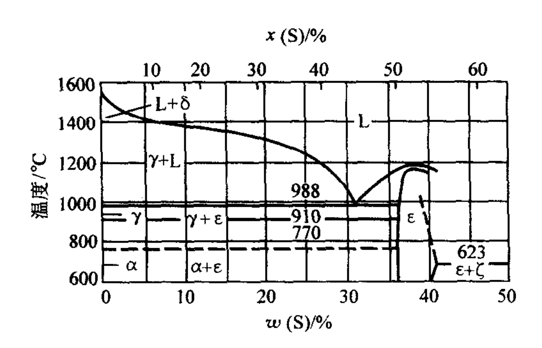


图 2.3-61 Fe-S

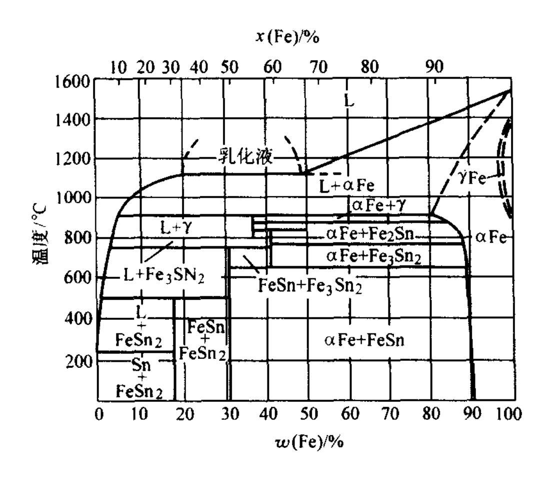


图 2.3-62　Fe-Sn

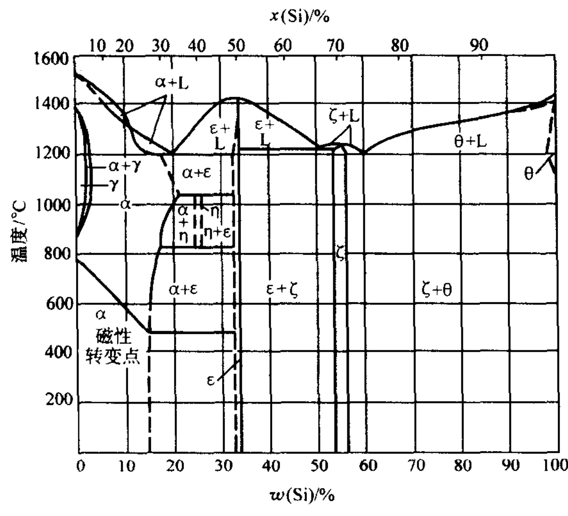


图 2.3-63　Fe-Si

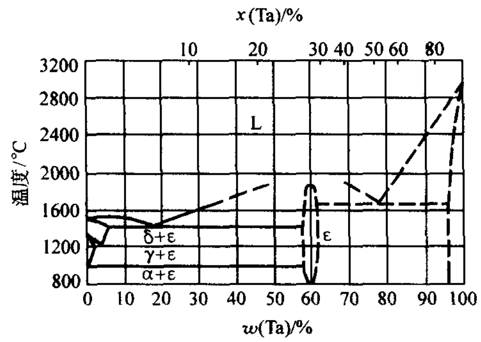


图 2.3-64　Fe-Ta

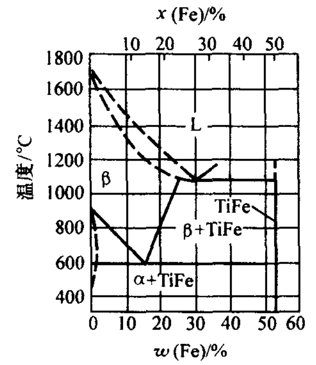


图 2.3-65　Fe-Ti

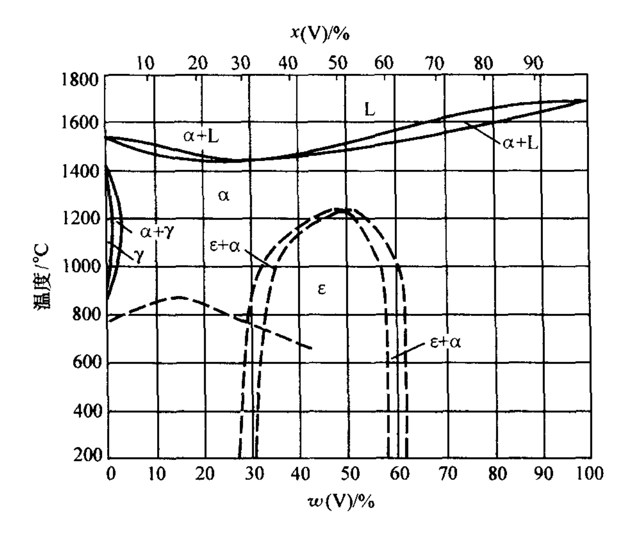


图 2.3-66　Fe-V

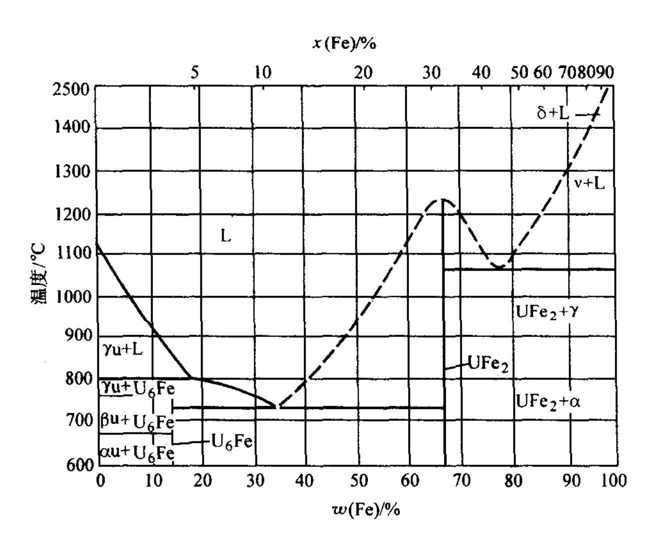


图 2.3-67　Fe-U

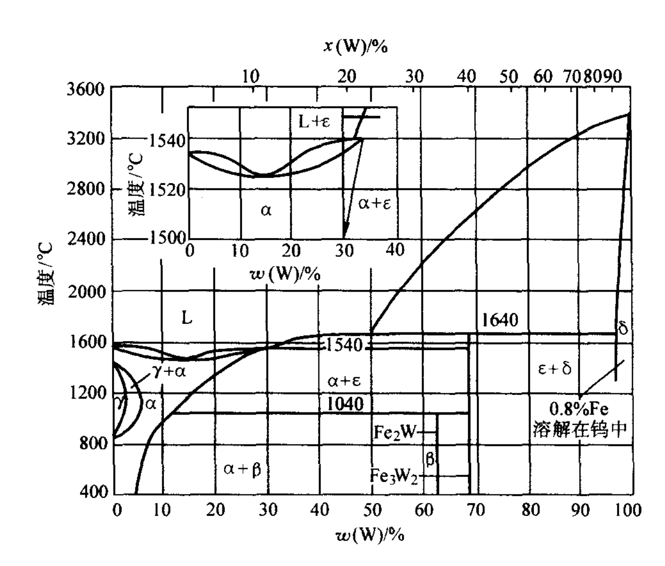


图 2.3-68　Fe-W

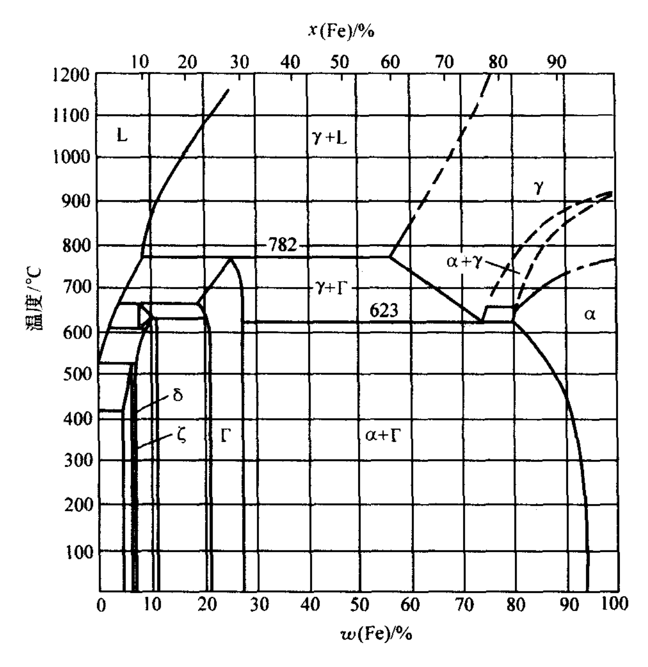


图 2.3-69　Fe-Zn

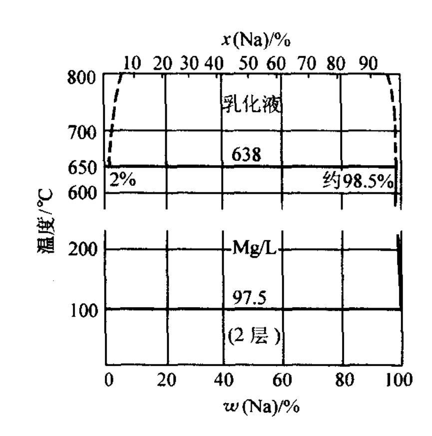


图 2.3-72　Mg-Na

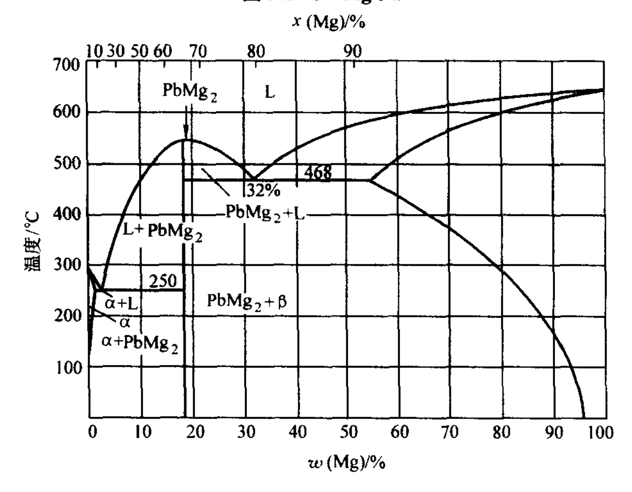


图 2.3-73　Mg-Pb

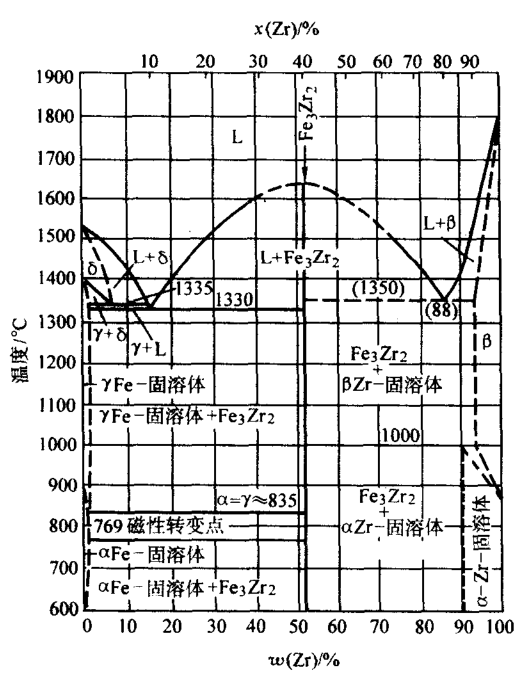


图 2.3-70　Fe-Zr

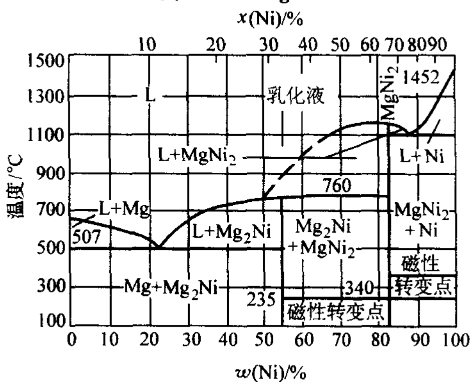


图 2.3-74　Mg-Ni

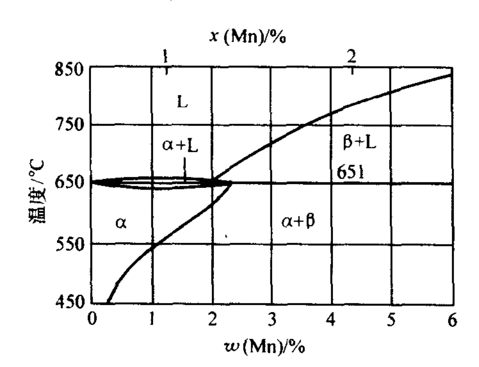


图 2.3-71　Mg-Mn

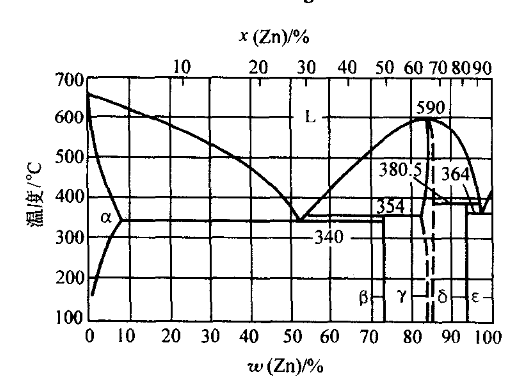


图 2.3-75　Mg-Zn

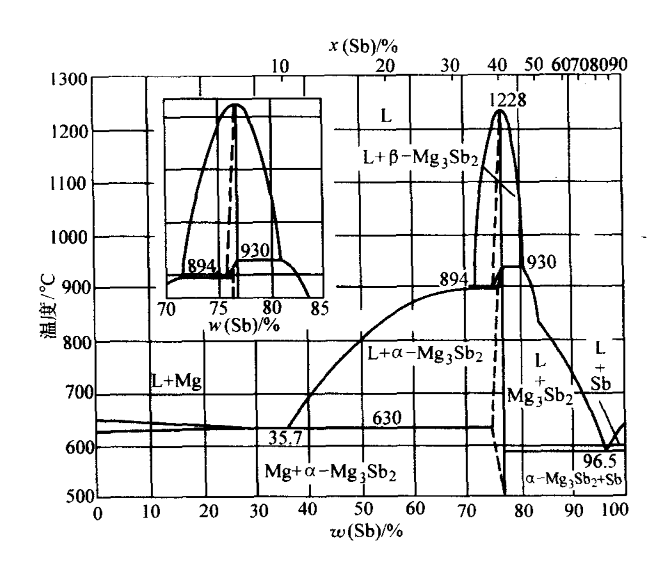


图 2.3-76 Mg-Sb

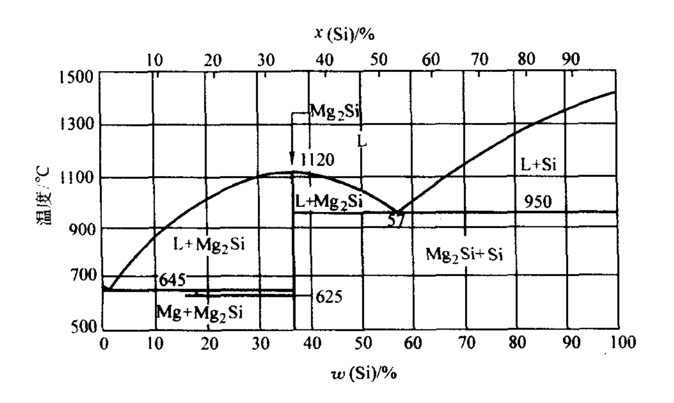


图 2.3-77 Mg-Si

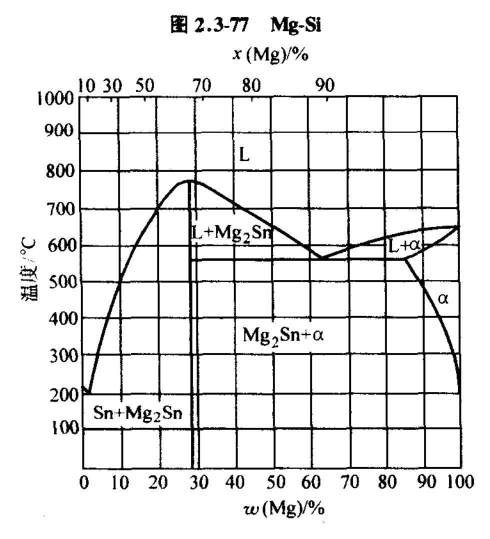


图 2.3-78 Mg-Sn

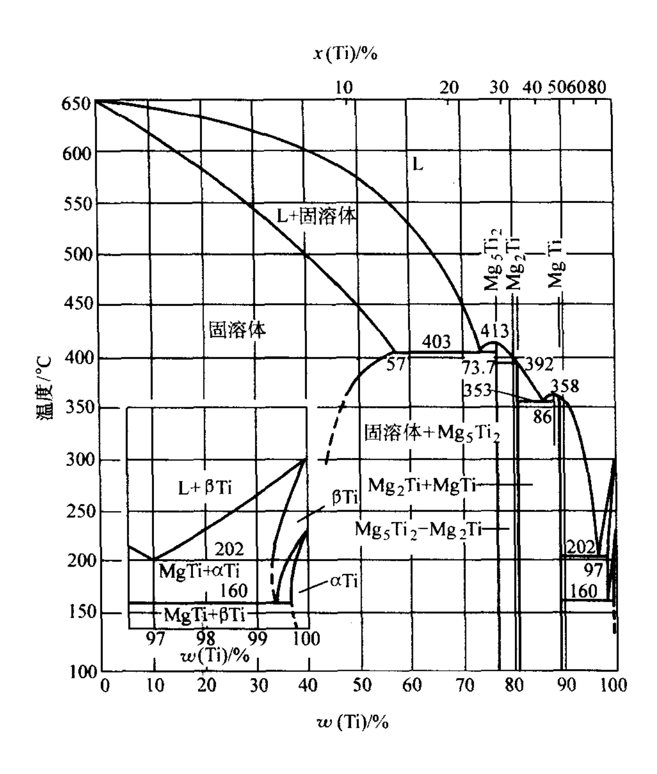


图 2.3-79 Mg-Ti

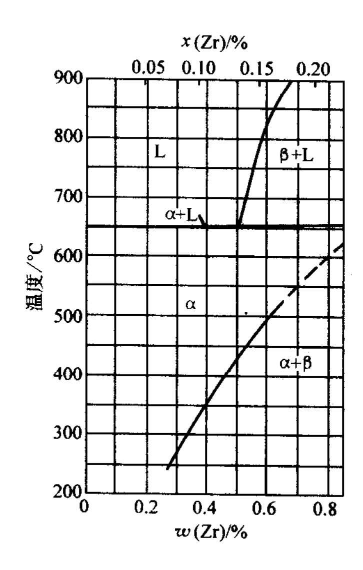


图 2.3-80　Mg-Zr

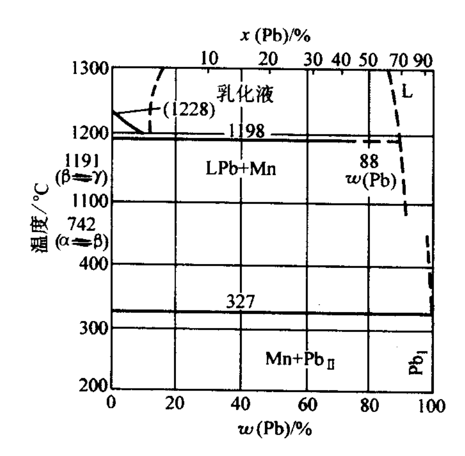


图 2.3-81　Mn-Pb

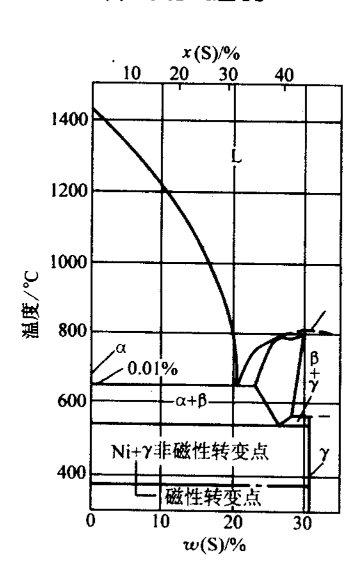


图 2.3-82　Ni-S

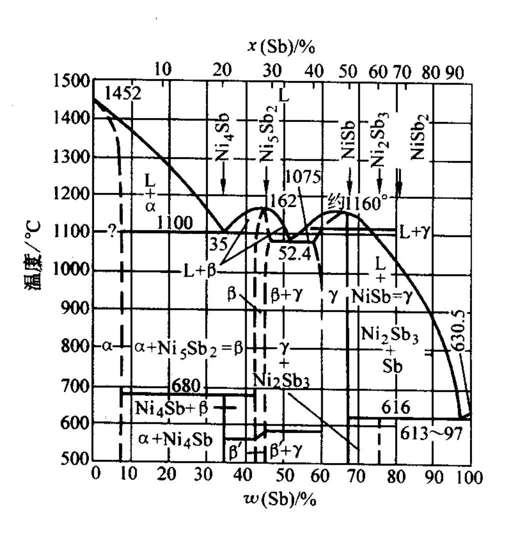


图 2.3-83　Ni-Sb

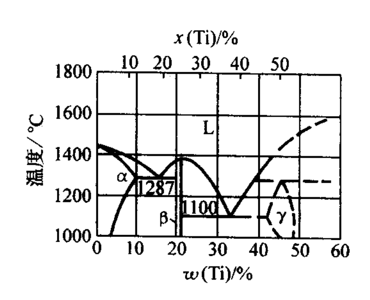


图 2.3-84　Ni-Ti

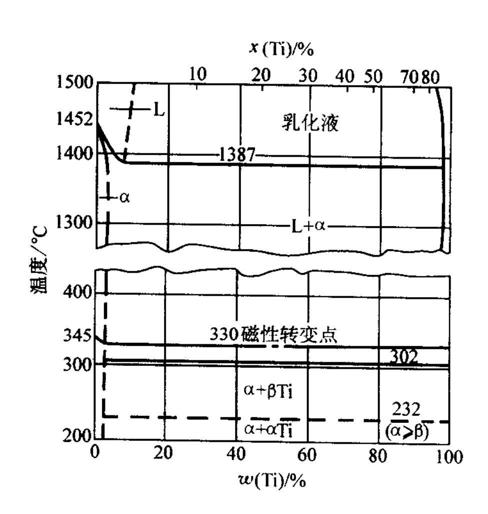


图 2.3-85　Ni-Ti

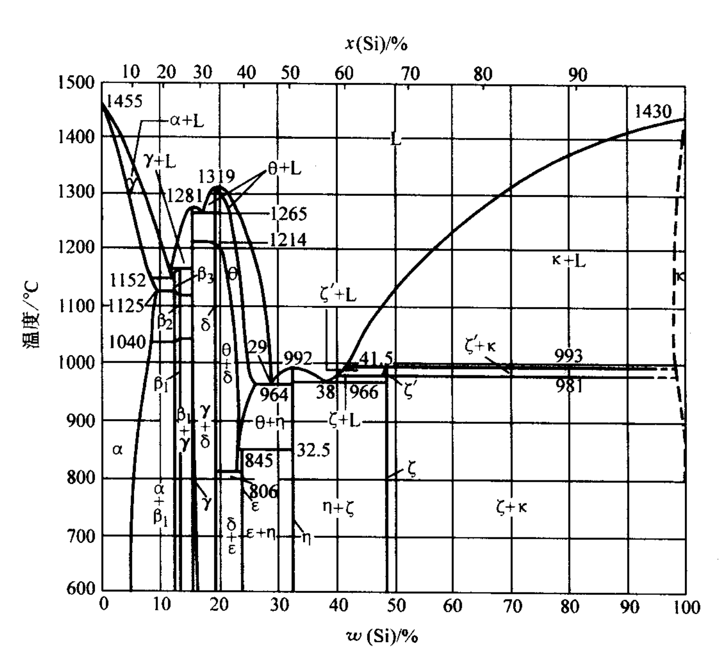


图 2.3-86 Ni-Si

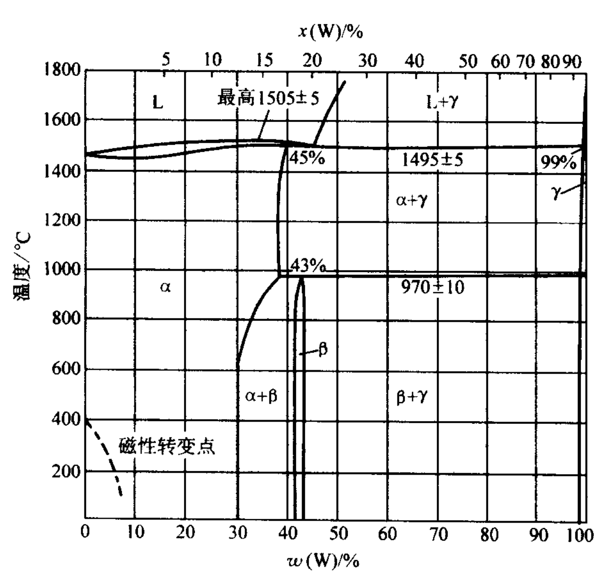


图 2.3-87 Ni-W

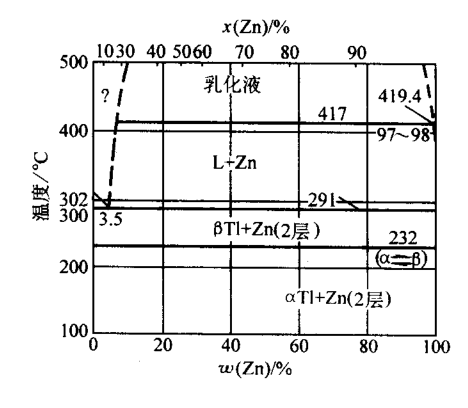


图 2.3-89 Ti-Zn

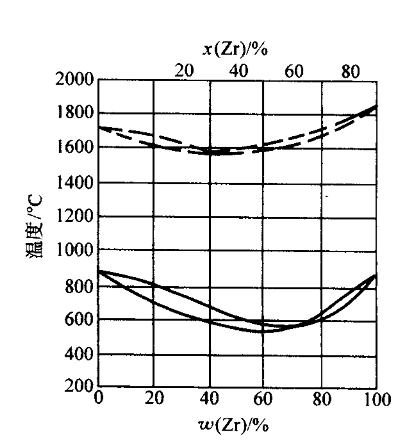


图 2.3-88 Ti-V

图 2.3-90 Ti-Zr

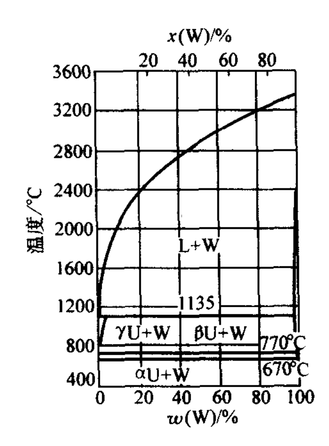


图 2.3-91　U-W

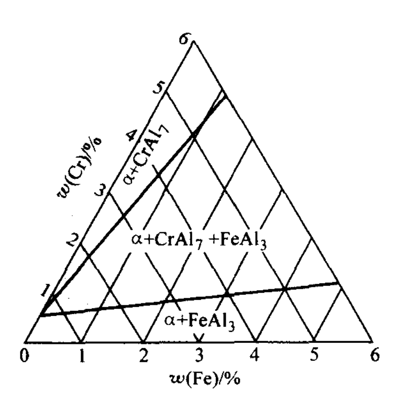


图 2.3-94　Al-Cr-Fe 600℃等温截面图

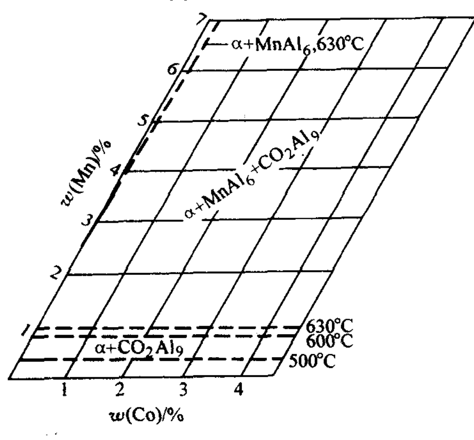


图 2.3-92　Al-Co-Mn 等温截面图

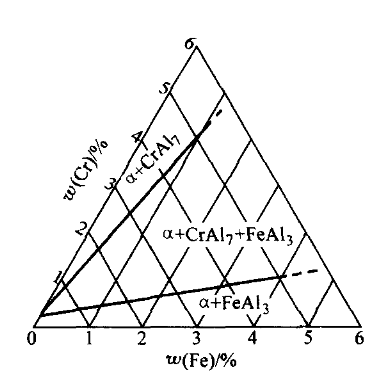


图 2.3-95　Al-Cr-Fe 425℃等温截面图

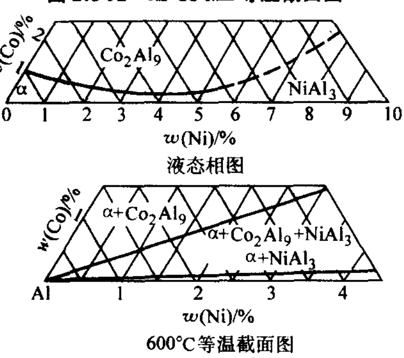


图 2.3-93　Al-Co-Ni 等温截面图

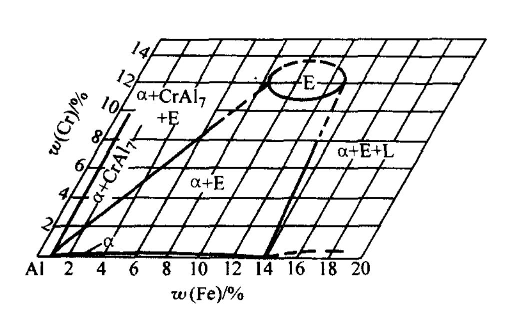


图 2.3-96　Al-Cr-Mg 400℃等温截面图

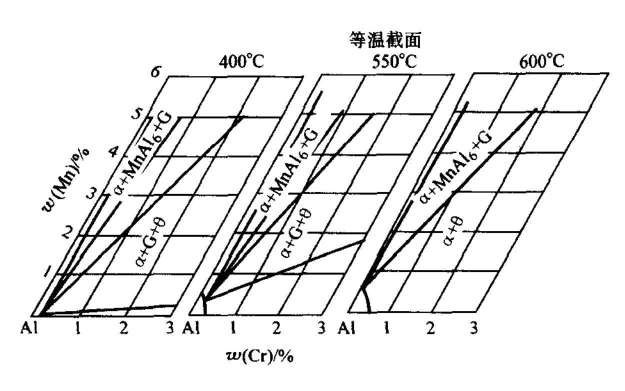


图 2.3-97　Al-Cr-Mn 合金相图

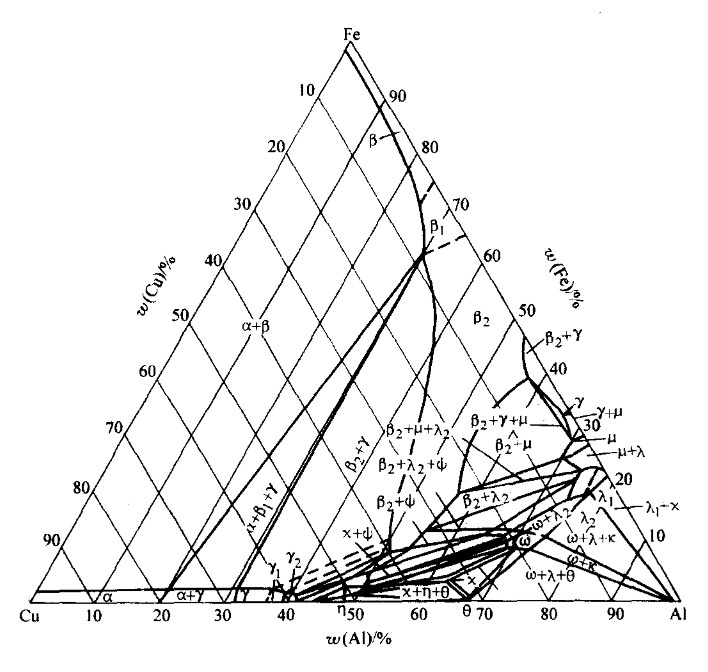


图 2.3-98　Al-Cu-Fe 固态合金相图

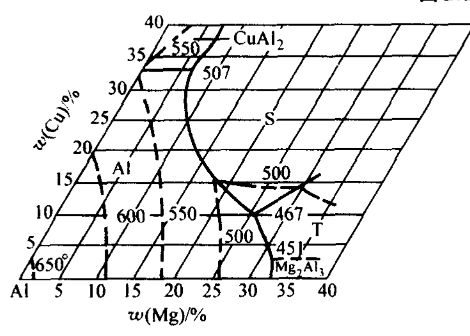
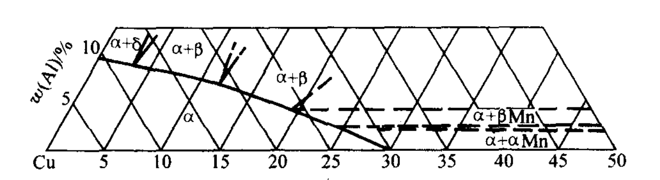


图 2.3-99　Al-Cu-Mg 液态富铝的一角



500℃ 等温富铜合金

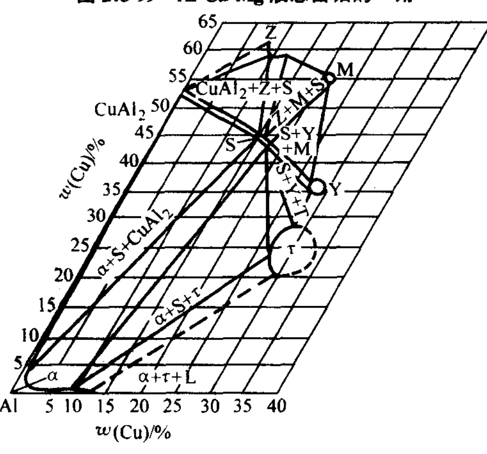
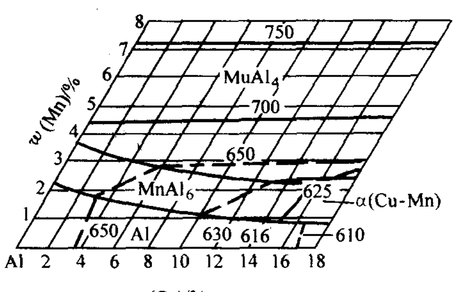


图 2.3-100　Al-Cu-Mg 460℃等温截面图



液态富铝合金

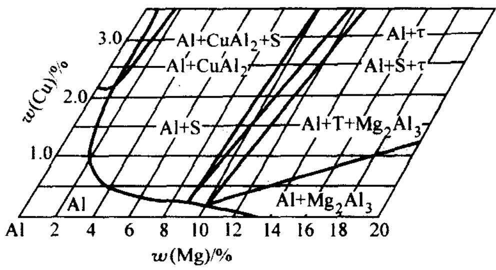
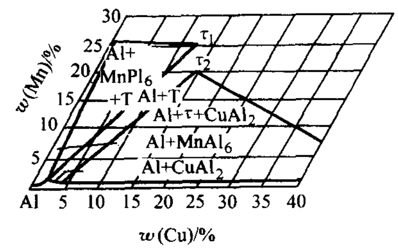


图 2.3-101　Al-Cu-Mg 430℃等温截面图



500℃ 等温富铝合金

图 2.3-102　Al-Cu-Mn 液态等温相图

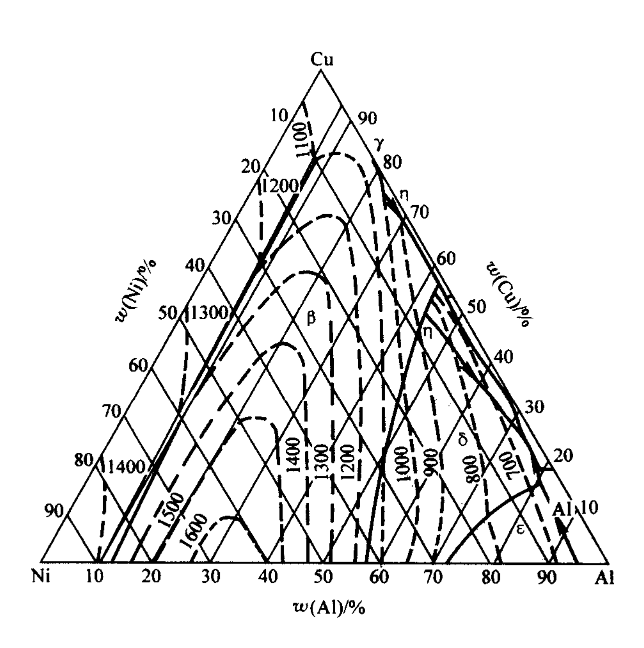
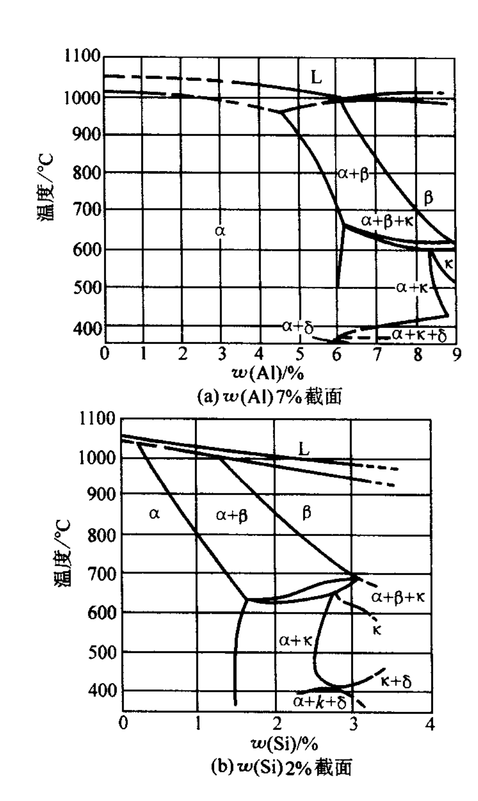
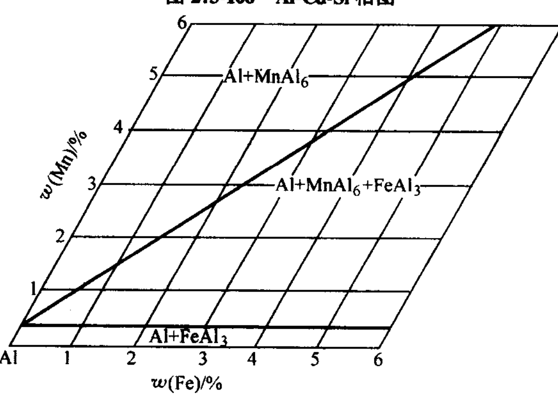


图 2.3-103 Al-Cu-Ni 液态相图



(a) w(Al) 7% 截面



(b) w(Si) 2% 截面

图 2.3-106 Al-Cu-Si 相图

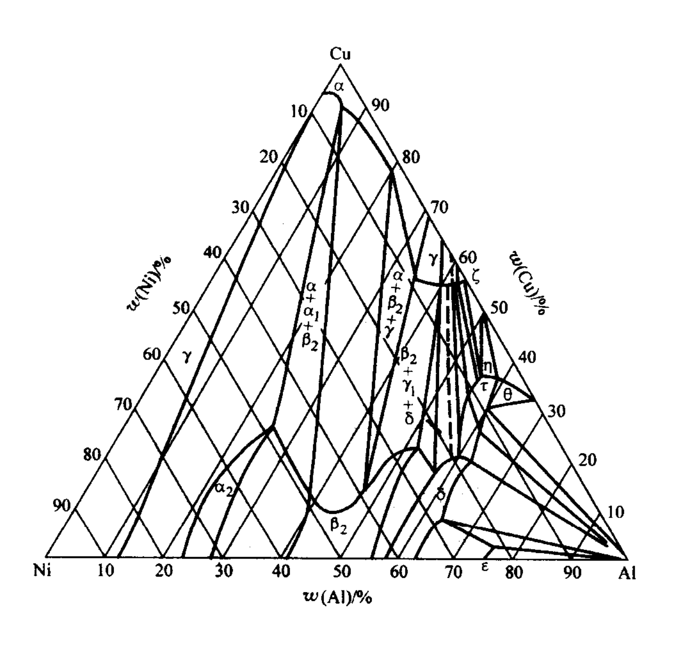


图 2.3-104 Al-Cu-Ni 室温相图

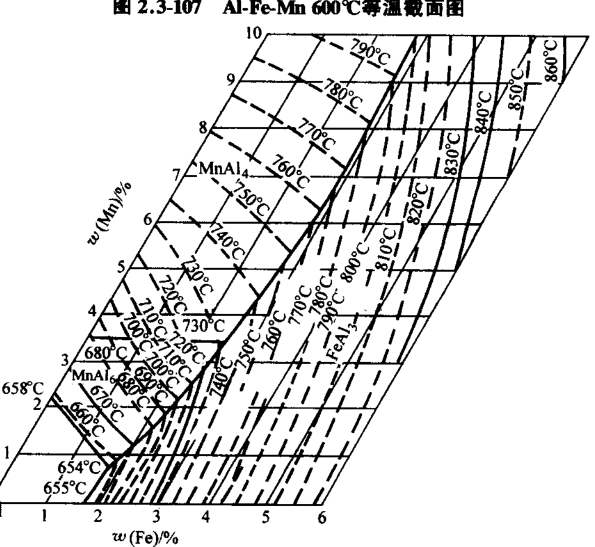


图 2.3-107 Al-Fe-Mn 600℃等温截面图

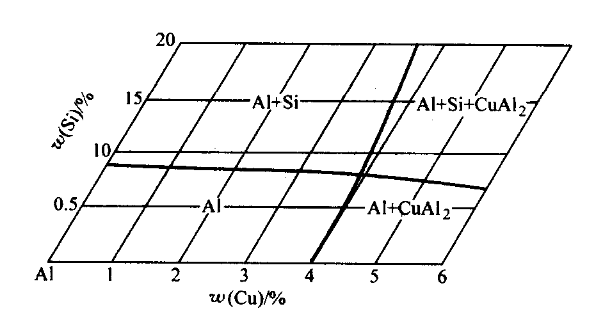


图 2.3-105 Al-Cu-Si 500℃等温截面图

图 2.3-108 Al-Fe-Mn 液态相图

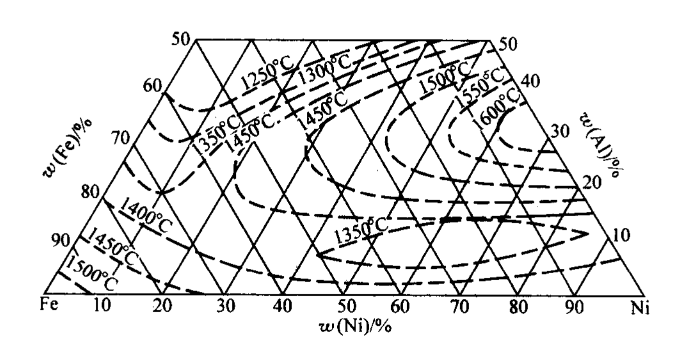


图 2.3-109　Al-Fe-Ni 液态相图

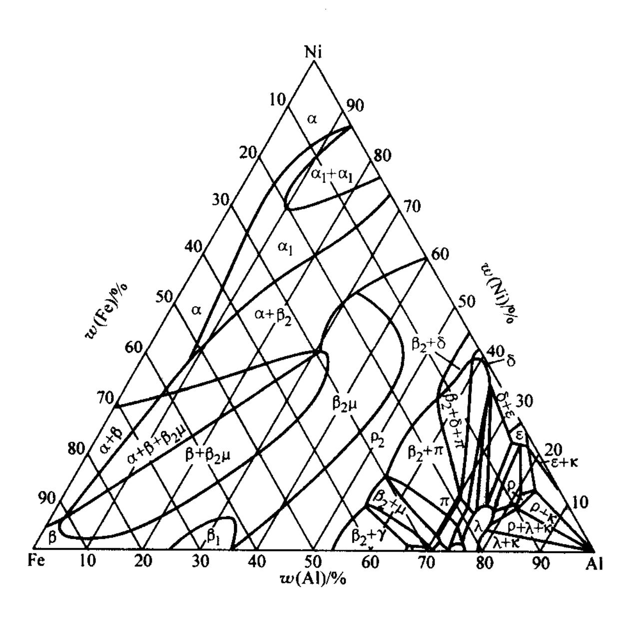


图 2.3-110　Al-Fe-Ni 固态合金相图

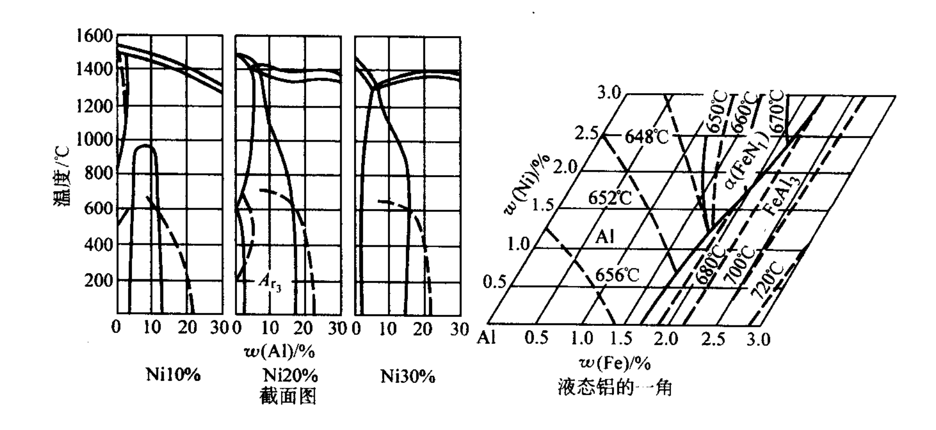


图 2.3-111　Al-Fe-Ni 相图

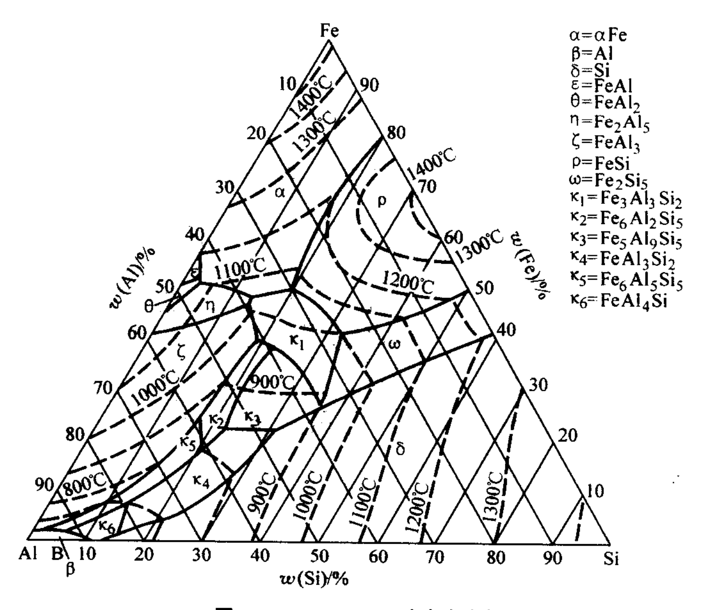


图 2.3-112　Al-Fe-Si 液态合金相图

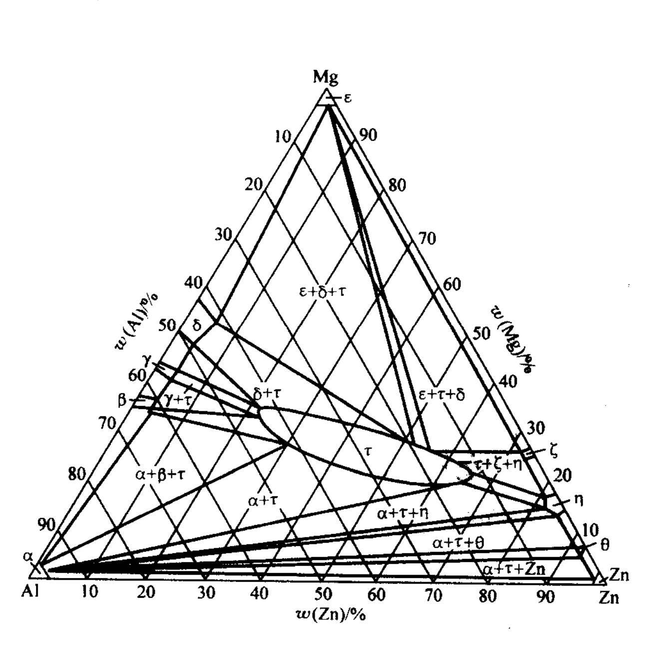


图 2.3-113　Al-Mg-Zn 固态合金相图

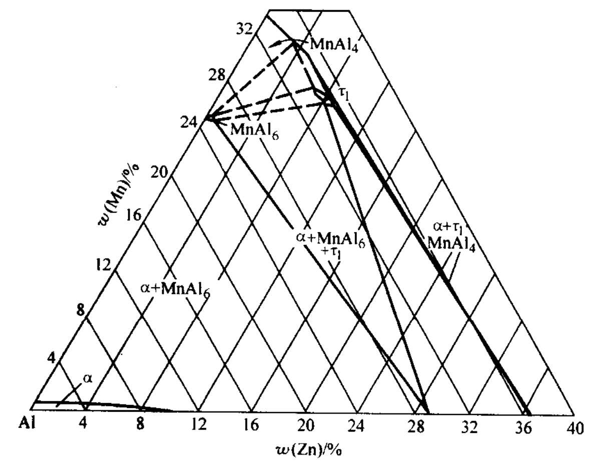


图 2.3-115　Al-Mn-Zn 600℃等温截面图

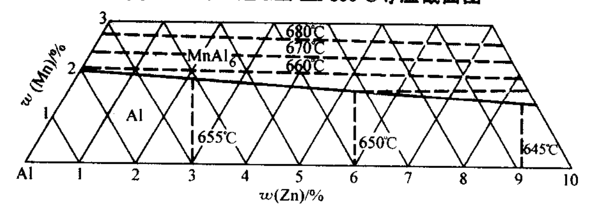


图 2.3-116　Al-Mn-Zn 液态合金相图

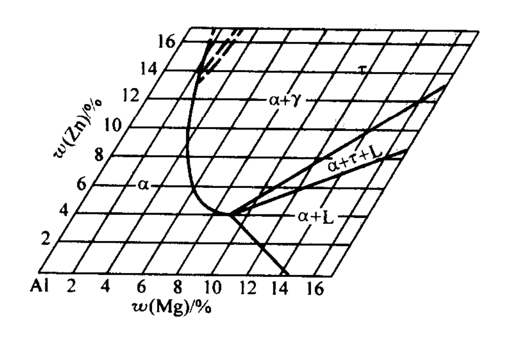


图 2.3-114　Al-Mg-Zn 460℃等温截面图

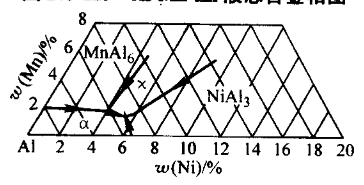


图 2.3-117　Al-Mn-Ni 液态合金相图

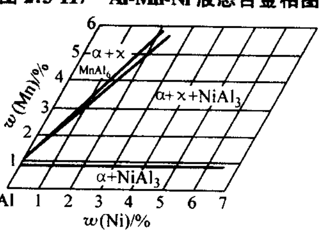


图 2.3-118　Al-Mn-Ni 600℃等温截面图

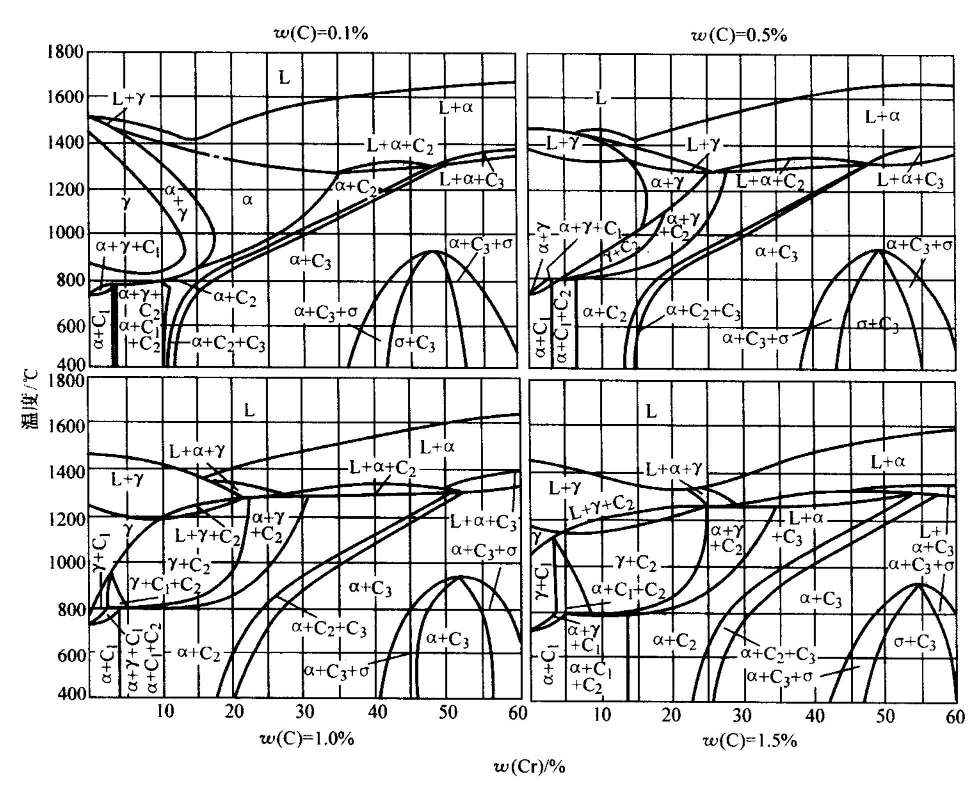


图 2.3-119　C-Cr-Fe 截面图

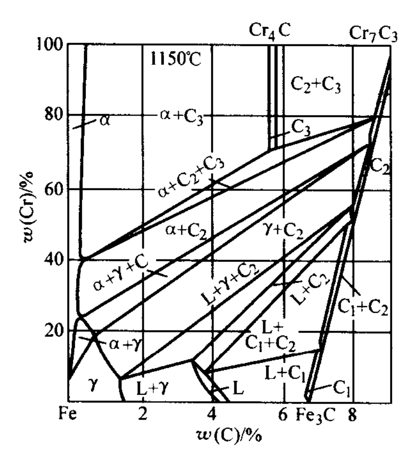
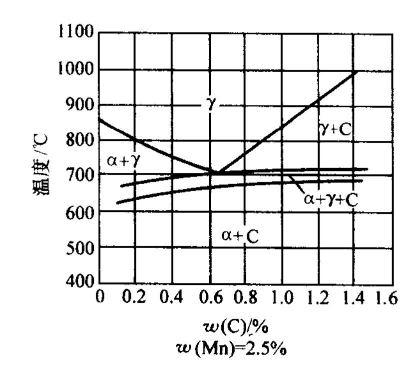


图 2.3-120　C-Cr-Fe 1 150℃等温截面图



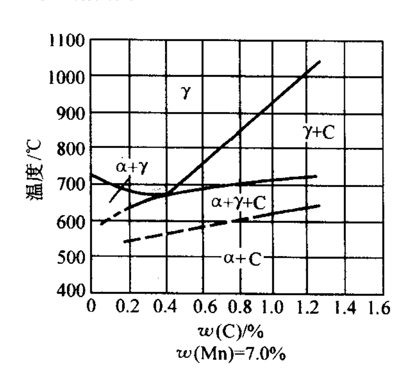


图 2.3-121　C-Fe-Mn 截面图

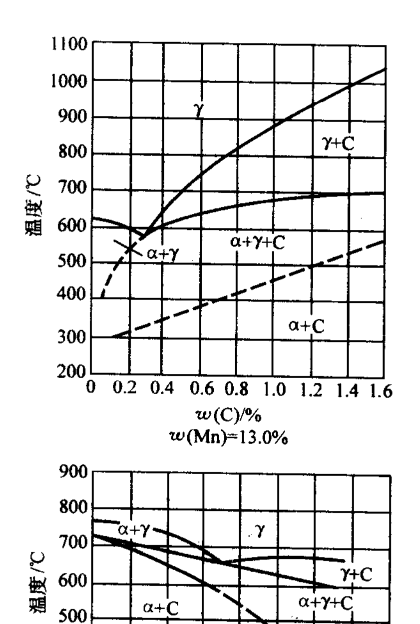
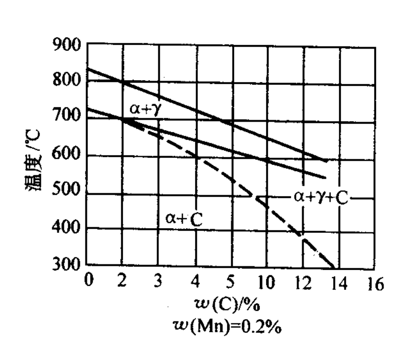
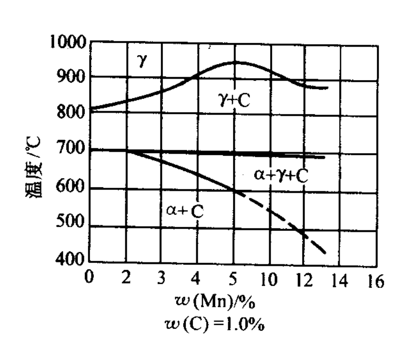




图 2.3-121 C-Fe-Mn 截面图（续）

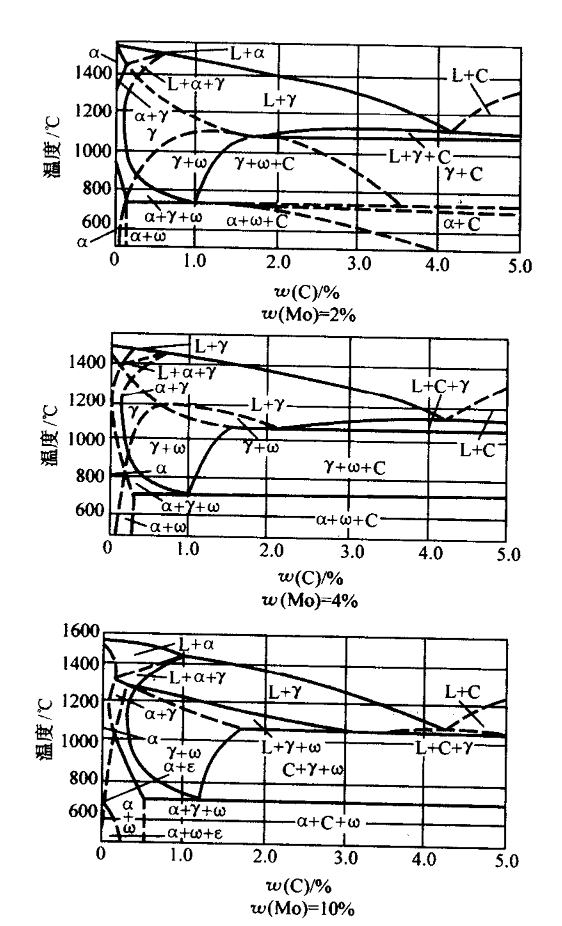


图 2.3-122 C-Fe-Mo 截面图

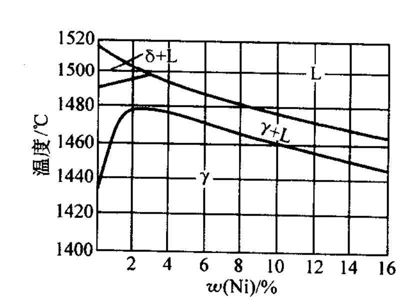


图 2.3-123 C-Fe-Ni w(C) 0.4% 截面图

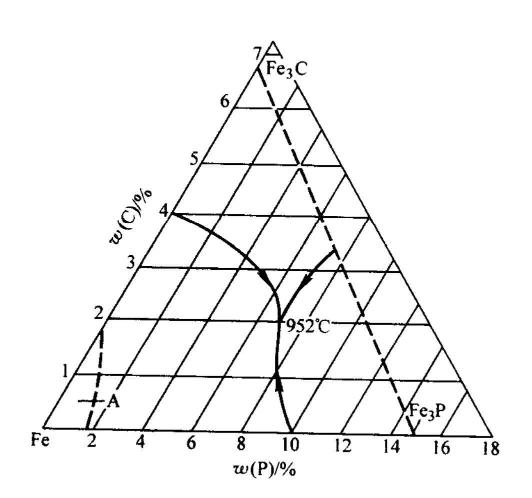


图 2.3-124 C-Fe-P 液态合金相图

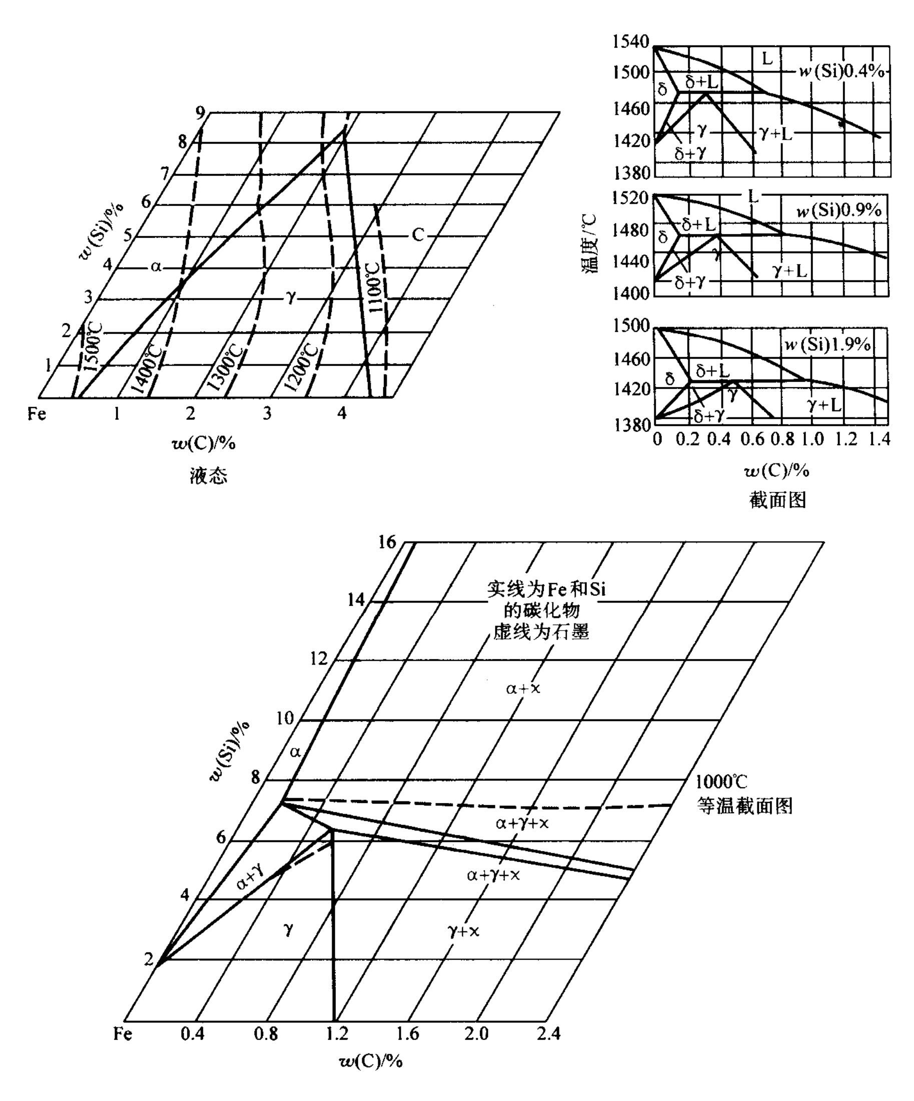


图 2.3-125 C-Fe-Si 等温截面图

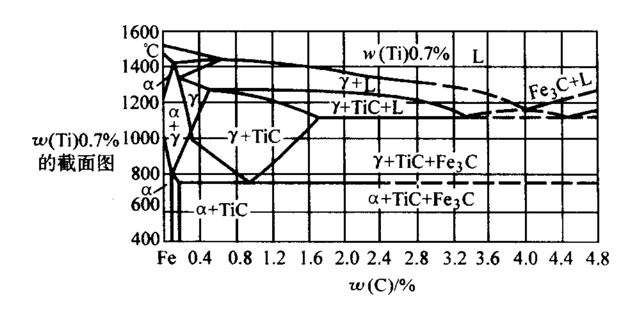
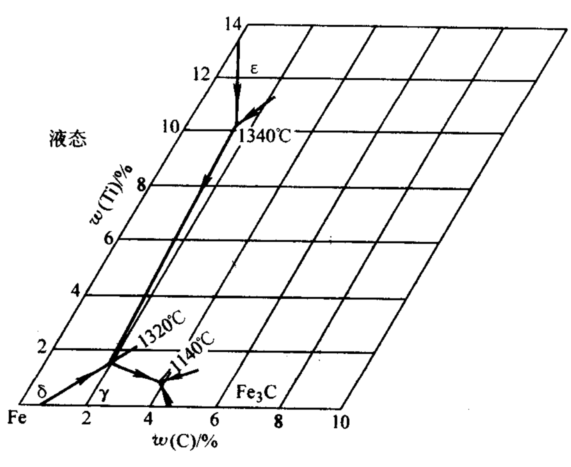


图 2.3-126 C-Fe-Ti 截面图



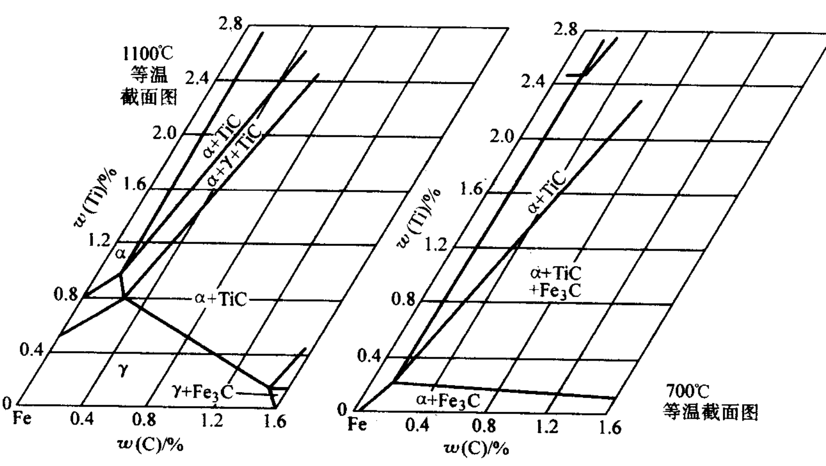


图 2.3-127 C-Fe-Ti 等温截面图

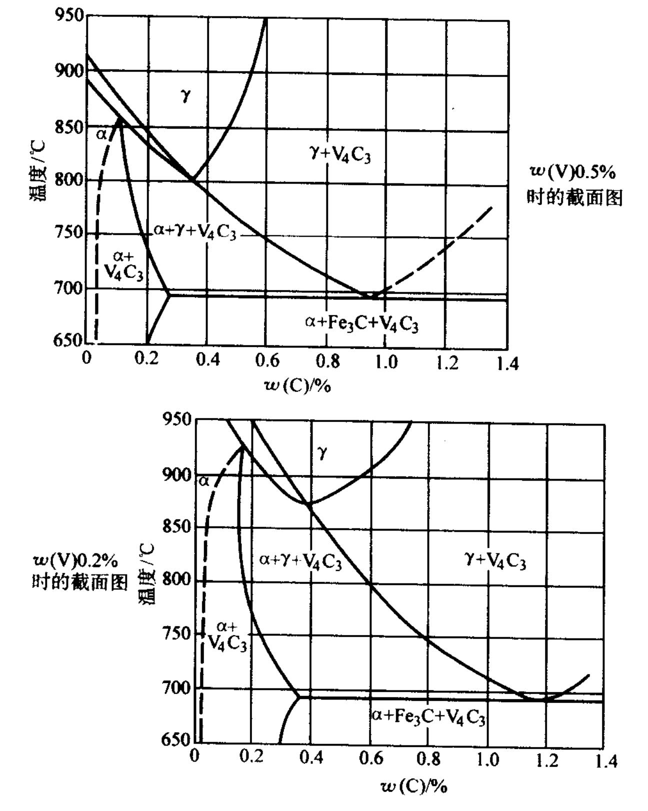


图 2.3-128 C-Fe-V 截面图

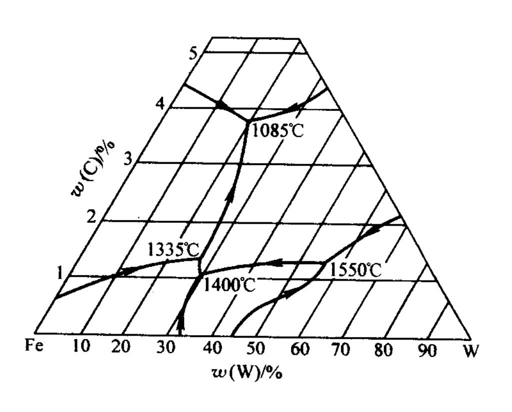
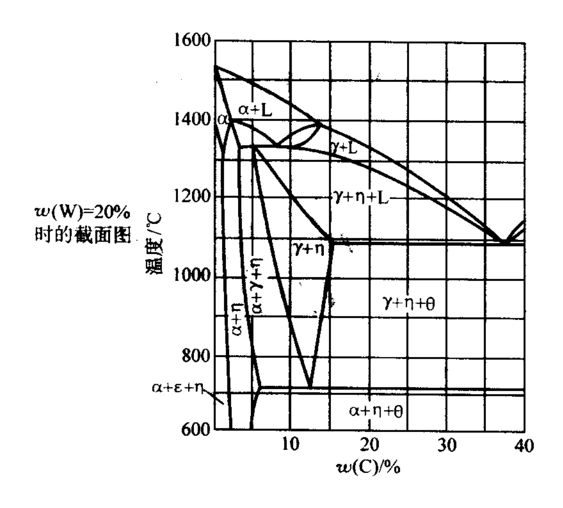


图 2.3-129 C-Fe-W 液态合金相图



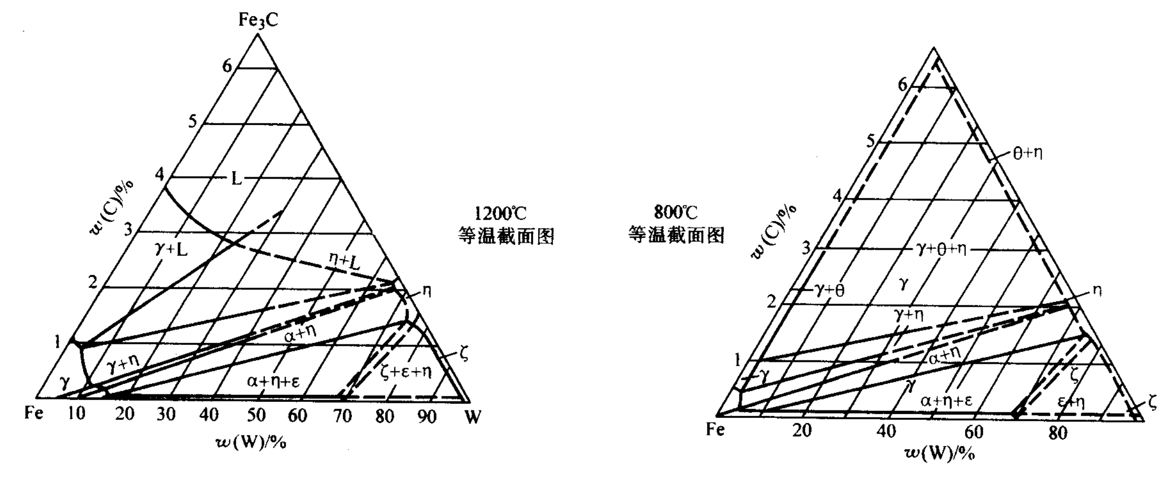


图 2.3-130 C-Fe-W 等温截面图

编写：樊东黎（全国热处理学会）

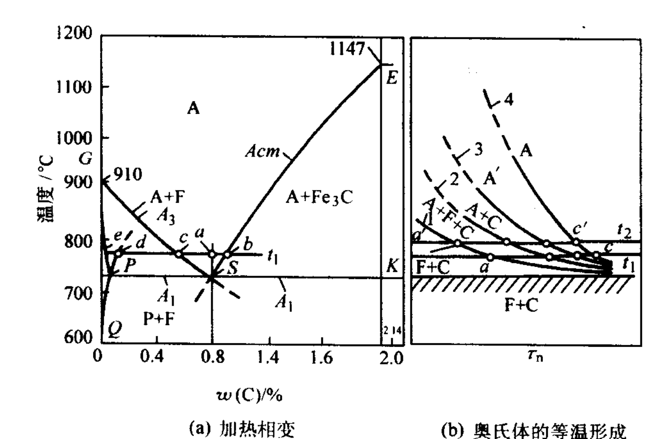
第 4 章　材料热处理的加热

1　钢在加热过程中的转变

1.1　珠光体 – 奥氏体转变

钢的退火、正火、淬火等热处理，都需将其加热到奥氏体转变区温度，即完成所谓的奥氏体化过程。

图 2.4-1 所示为 w(C)为 0.8%共析钢的加热珠光体 – 奥氏体转变过程。在钢被逐步加热到 A_{c_1} 温度的过程中，部分渗碳体按极限溶解度线 PQ（图 2.4-1a）溶入铁素体。当温度高于 A_{c_1}（如达到 t_1）时，铁素体局部区域的碳含量增加（图 2.4-1a 中的 d 点）。此区域的铁素体不稳定，便转变成在此温度下稳定的奥氏体。从图 2.4-1a 可知，在稍高于 A_{c_1} 温度，在铁素体和渗碳体边界处靠渗碳体供碳，形成具有奥氏体晶格的原子排列起伏，即临界尺寸的奥氏体晶核。一些研究者认为，α – γ 重构的机制在有共格边界时是切变型的。碳从 Fe_3C 向按切变机制形成的层状奥氏体扩散，并使奥氏体晶粒长大。当晶粒长大时，α – γ 晶格的共格性被破坏，切变机制被正常长大机制所代替，奥氏体晶粒变成等轴形貌。



(a) 加热相变　　(b) 奥氏体的等温形成

图 2.4-1　钢的铁素体、渗碳体组织加热时的相变

1—开始形成奥氏体；2—珠光体-奥氏体转变终止；3—碳化物完全溶解；4—奥氏体的均匀化

铁素体和渗碳体消失后，形成奥氏体晶粒的边界也随之消失。此时只有奥氏体晶粒的长大，而无新晶粒产生。新产生的奥氏体晶粒内的碳含量是不均匀的。在靠近原渗碳体区（图 2.4-1a 中的 b 点）的碳含量比靠近原铁素体区（图 2.4-1a 中的 e 点）的高。在此浓度梯度影响下，发生奥氏体中碳原子从原渗碳体区向铁素体区的扩散。所以奥氏体晶粒区的扩大是由于 α – γ 的多晶形转变和碳原子扩散的结果。在转变过程中，奥氏体区的扩大比渗碳体溶解快。因此，在完成 α – γ 转变后，在钢的奥氏体组织中尚存在一定量的渗碳体（见图 2.4-1 中的 c）。为使其充分溶于奥氏体，还需要延长等温保持时间。最后按上述转变结果所形成的奥氏体在化学成分上是不均匀的，为使其达到均匀化，尚需更多的时间（2.4-1b）。

图 2.4-3 所示为 w(C) = 0.8%钢（图 a 和 b），w(C) = 0.45%钢（图 c 和 d）和 w(C) = 1.2%钢（图 e 和 f）奥氏体化过程中的组织转变。

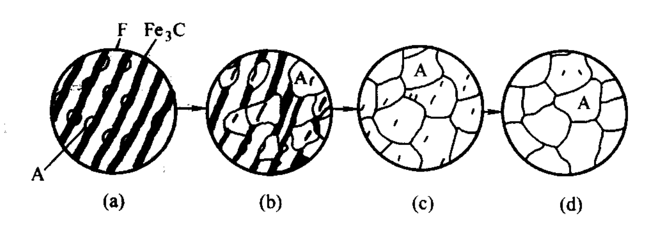


图 2.4-2　共析钢加热形成奥氏体过程示意图

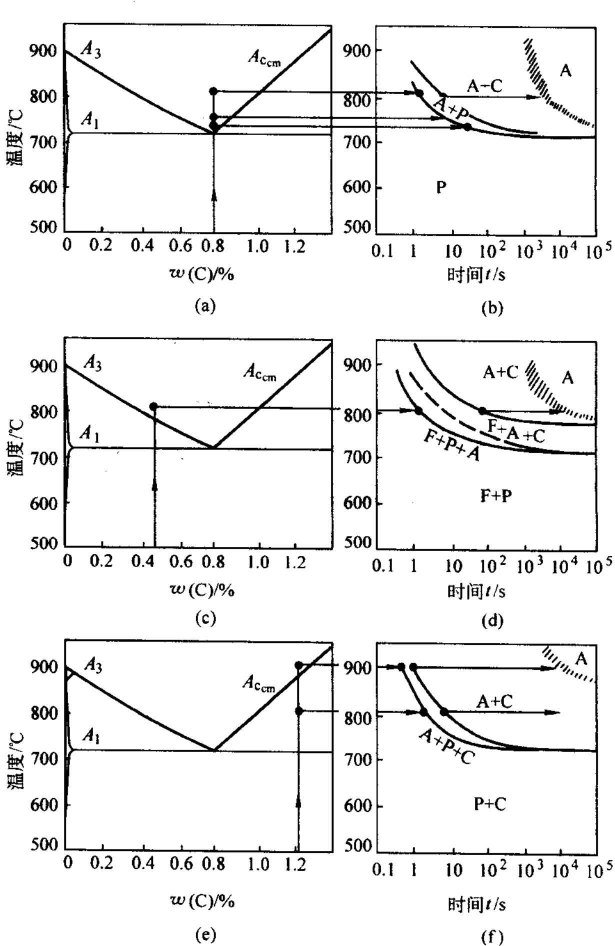


图 2.4-3　w(C) = 0.8%钢(图 a 和 b)、w(C) = 0.45%钢(图 c 和 d)和 w(C) = 1.2%钢(图 e 和 f)等温奥氏体化过程中的组织转变

1.2　铁素体 – 珠光体向奥氏体的等温转变

为了描述钢的铁素体 – 珠光体向奥氏体转变过程，经常用奥氏体加热等温转变图。它可以给出在不同加热温度下的转变过程。为了测绘此等温转变图，可把试验钢种试样迅速加热到 A_1 以上规定温度，并在此温度下保持。在等温保持过程中把珠光体 – 奥氏体转变各阶段的起点和终点记录下来。如果把试验所得各点在温度 – 时间坐标上标出，并将其连成光滑曲线，就可以得到如图 2.4-1b 所示的奥氏体等温转变图。

图 2.4-4 所示为 w(C) = 0.7%钢的加热奥氏体等温转变图。w(C) = 0.83%共析钢的加热奥氏体等温转变图示于图 2.4-5。

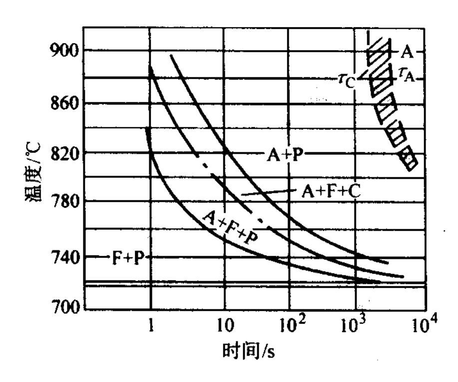


图 2.4-4　w(C) = 0.7%钢加热奥氏体等温形成图

τ_C—残留渗碳体溶解终了线；τ_A—奥氏体均匀化完成线

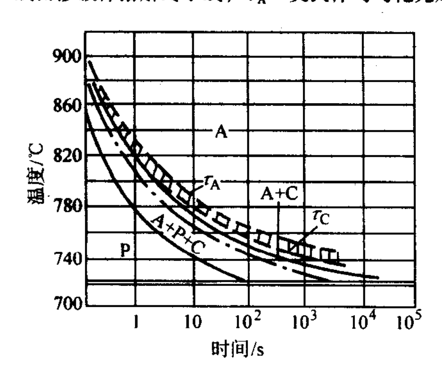


图 2.4-5　w(C) = 0.83%钢加热奥氏体等温形成图

τ_C—残留渗碳体溶解终了线；τ_A—奥氏体均匀化完成线

从共析钢的奥氏体等温转变图可知，随着温度升高，珠光体转变为奥氏体的速度急剧增大。这可解释为一方面是扩散过程的加速，另一方面是奥氏体内碳浓度梯度的增加。

铁素体－珠光体组织转变为奥氏体的速度除取决于加热保持温度（见表2.4-1）外，尚取决于其原始组织状态（见图2.4-6)。铁素体－珠光体组织愈细，奥氏体形核量愈大，奥氏体化过程愈快。渗碳体的预先球化，特别是形成大块球状体后，奥氏体的形成速度就变慢。

表 2.4-1　加热温度对奥氏体等温形成速度的影响

加热温度 /℃	过热度 /℃	形核率 N① /mm³·s⁻¹	晶核成长速度 /mm³·s⁻¹	转变50%（体积分数）的时间 /s
740	17	2 300	0.001	100
760	37	11 000	0.010	9
780	57	5 200	0.025	3
800	77	60 000	0.040	1

①　N为晶核数。

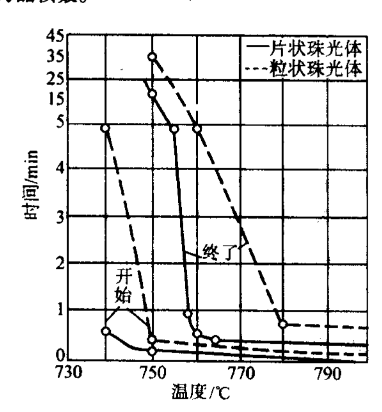


图 2.4-6　原始组织对 w(C) = 0.9%钢奥氏体等温形成时间的影响

加热亚共析钢和过共析钢时，由于自由铁素体转变为奥氏体或渗碳体的溶解使奥氏体化过程复杂化。加热亚共析钢时，奥氏体会在铁素体晶粒边界形核。此时碳在相界面上扩散使渗碳体在铁素体内溶解，铁素体最终转变为奥氏体。

钢中含碳愈多，奥氏体化过程愈快（见图2.4-7)。这可以解释为渗碳体量增加使铁素体和渗碳体的边界总面积增大。

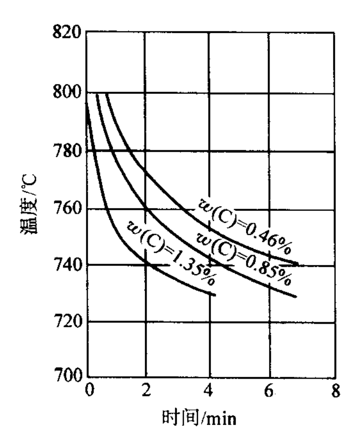


图 2.4-7　钢中碳含量对珠光体－奥氏体等温转变50%（体积分数）时间的影响

往钢中加入 Cr、Mo、W、V 等碳化物形成元素，由于形成的合金碳化物难溶入奥氏体，从而使奥氏体化过程变慢（见图2.4-8)；因为合金元素在 γ 相晶格中的扩散活动性比碳要小得多，因而奥氏体的均匀化过程也需要较长时间。合金元素在铁素体和碳化物中的分布不均匀，从而使奥氏体内的合金元素分布也极不均匀。

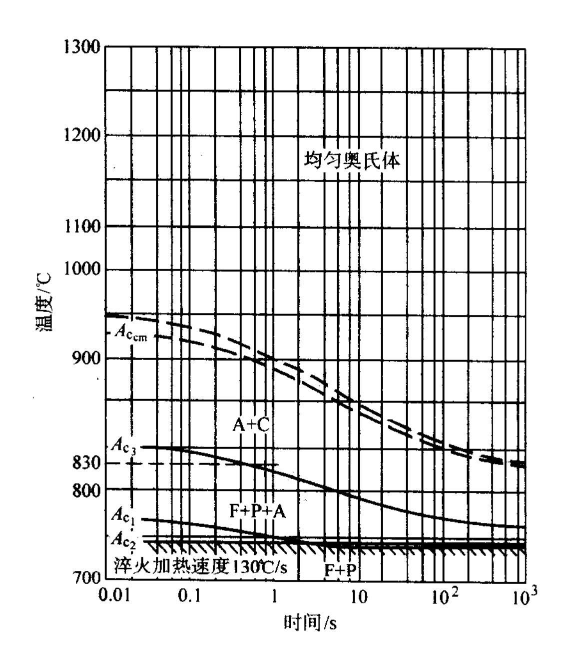


图 2.4-8　DIN 50CrV4 钢的加热等温转变

1.3　连续加热时的奥氏体形成过程

钢在连续加热时，珠光体－奥氏体转变是在某个温度区间进行的。加热速度愈大，奥氏体开始形成的温度愈高，形成的温度范围愈宽，形成的时间也愈短（见图2.4-9)。加热速度愈大，奥氏体内成分的均匀化也愈困难（见图2.4-10和图2.4-11)。

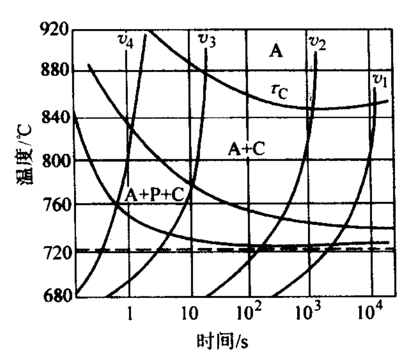


图 2.4-9　共析钢连续加热时的奥氏体形成图
（加热速度 $v_1 < v_2 < v_3 < v_4$）

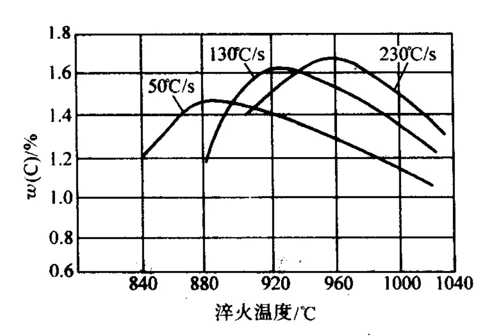


图 2.4-10　加热速度和温度对 $w(C)=0.4\%$ 钢奥氏体中高碳区最高含量的影响

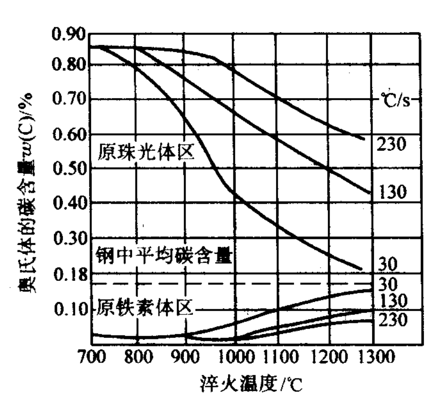


图 2.4-11　加热速度和温度对 $w(C)=0.18\%$ 钢奥氏体碳含量不均匀的影响

在实际生产中，快速加热可能导致亚共析钢淬火后得到碳浓度低于平均成分的马氏体与碳化物，而在低碳钢中还可能发现来不及转变的铁素体。

图 2.4-12 所示为低合金过共析钢在不同加热速度下珠光体向奥氏体转变的温度特征。在图 2.4-12 的铁素体－碳化物组织转变为奥氏体的热动力学图上的开始转变对应的是稍高于 A_{c_1} 的温度，而 α－γ 的终止转变温度是 A_{c_3}，碳化物的完全溶解温度是 A_{cm}。加热速度愈快，铁素体－渗碳体组织转变为奥氏体的温度也愈高，珠光体转变为奥氏体的温度范围也愈大。因此，在快速加热时，如高频感应加热，钢的奥氏体化温度应高于炉中慢速加热的温度。

图 2.4-13 所示为 DIN CK45 钢（相当于 45 钢）在连续加热条件下奥氏体转变图。连续加热是在从 0.05～2 400℃/s 的固定加热速度下完成的。如果加热速度很慢（如 0.22℃/s），则在稍过 A_{c_3} 的 775℃经过 1 h 也不能使奥氏体达到均匀化。而以 10℃/s 速度加热则在超过 A_{c_3} 800℃仅 80 s 后即可转变为不均匀的奥氏体。

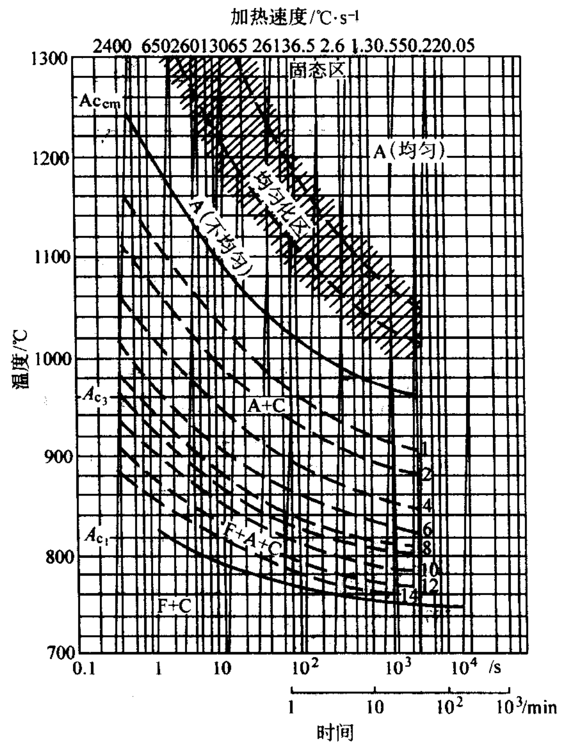


图 2.4-12　$w(C)=1.0\%$、$w(Cr)=1.0\%$ Cr 钢加热时珠光体－碳化物组织转变为奥氏体的热动力学曲线

A_{c_1}—α→γ 开始转变；A_{c_3}—α→γ 转变终止；$A_{c_{cm}}$—碳化物溶解终止，曲线上的数字表示未溶入奥氏体的碳化物数量

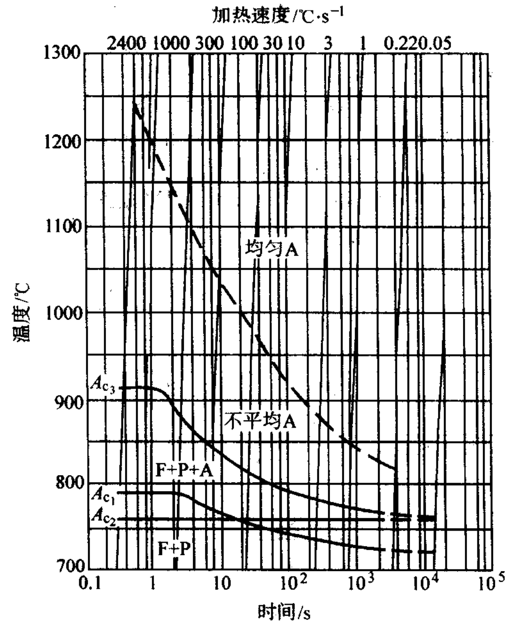


图 2.4-13　DIN CK45 钢（质量分数，%：C0.49、Si0.26、Mn0.74）连续加热奥氏体化时间－温度曲线

从这些图可以看出，随着加热速度的增加，相变点 A_{c_1} 和 A_{c_3} 都会明显提高。此现象对于感应加热和激光表面加热特别重要，此时可以达到 1 000℃/s 以上的加热速度。在此加热速度下，可以将通常的淬火加热温度从 830～850℃提高到 950～1 000℃。在加热到 1 000℃时仅需 1 s 就可以完成奥氏体化过程。

1.4　钢加热时的奥氏体晶粒长大

钢加热到高于 A_1 温度，奥氏体在铁素体 - 碳化物边界形核。此时，奥氏体的形核率总是很高，初始形成的奥氏体晶粒很细。

进一步提高温度或在此温度下长期保持，奥氏体晶粒会长大，与整个系统减少自由能的热力学趋向相应的是减少晶粒的表面积。

晶粒长大的机制是大角边界的迁移。因此晶粒长大受控于原子通过大角边界的扩散通道。

在一定温度下形成的奥氏体晶粒尺寸冷却后当然不会变化。同一牌号的钢在不同冶炼条件下会有不同的晶粒长大倾向。本质细晶粒钢加热到 950 ~ 1 000℃时晶粒长大不明显。但在更高温度下会剧烈长大（图 2.4-14 中曲线 2）。而本质粗晶粒钢则相反，在稍高于 A_{c_1} 温度，晶粒即迅速长大，如图 2.4-14 中曲线 1 所示。

钢的晶粒长大倾向从冶金学角度取决于钢的化学成分和脱氧条件。铝脱氧钢属本质细晶粒钢。钢中形成的 AlN 微粒阻碍奥氏体晶粒长大。但这些粒子被溶解（> 1 000 ~ 1 050℃）后，晶粒会迅速长大。在过共析钢的 $A_{c_1} \sim A_{c_{cm}}$ 温度区间，奥氏体晶粒的长大受制于未溶解的碳化物粒子。在亚共析钢中奥氏体在 $A_{c_1} \sim A_{c_3}$ 温度区间的晶粒长大受铁素体的阻碍。

在亚共析钢中随碳含量增加，晶粒长大倾向增大。而在过共析钢中由于受残留渗碳体的阻碍，晶粒长大倾向反而减小（见图 2.4-15）。

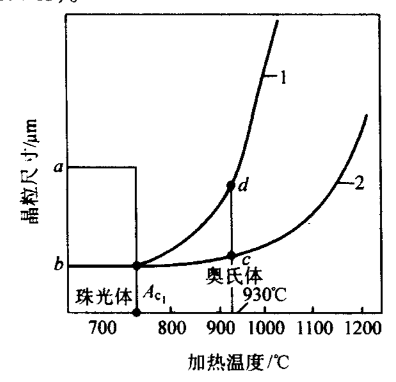


图 2.4-14　钢的晶粒长大与加热温度的关系
曲线 1 为本质粗晶粒钢；曲线 2 为本质细晶粒钢；
a—原奥氏体晶粒尺寸；b—奥氏体初始晶粒尺寸；
c、d—在正常工艺试验中得到的晶粒尺寸

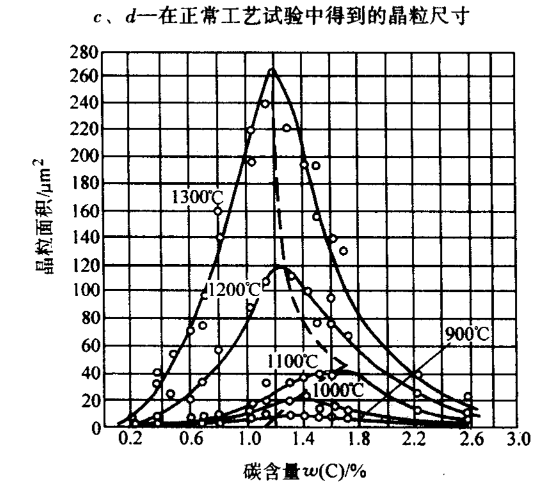


图 2.4-15　碳含量对奥氏体晶粒长大趋向的影响
（在温度保持 3 h）

合金元素，尤其是碳化物形成元素（影响最大的是 Ti、V、Zr、Nb、W 和 Mo）阻碍奥氏体晶粒长大。这是由于形成难溶于奥氏体的合金碳化物阻碍晶粒长大。影响最大的两种元素是 Ti 和 V。Mn、P、S 等元素溶入奥氏体后能加速铁原子扩散，促使奥氏体晶粒长大。钢的原始组织和加热条件也会对奥氏体晶粒发生影响。片状珠光体的片间距愈小，奥氏体形核率愈大，起始晶粒愈细。片状珠光体组织比球状组织形成的奥氏体起始晶粒粗。其原因是片状渗碳体表面形成具有同一取向的大量晶粒，在其长大时彼此容易结合成一个大的晶粒。加热温度明显高于临界温度时，晶粒逐步长大，原始组织的影响逐渐消失。

奥氏体晶粒尺寸随加热温度的升高或保温时间的延长而不断长大。在每一温度下均有一个晶粒加速长大的阶段，当达到一定尺寸后，长大趋向逐渐减弱（见图 2.4-16）。加热速度愈大，奥氏体在高温下停留时间愈短，晶粒愈细（见图 2.4-17）。

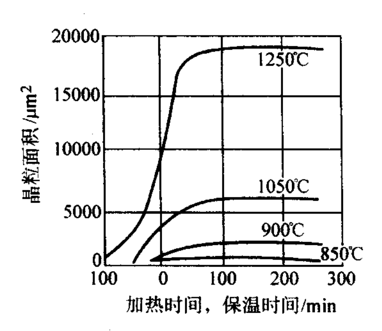


图 2.4-16　$w(C)=0.48\%$，$w(Mn)=0.82\%$ 钢奥氏体晶粒尺寸与加热温度及保持时间的关系

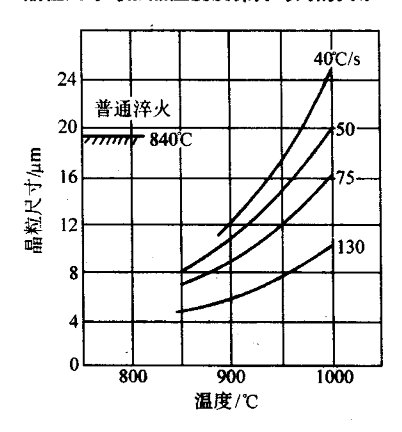


图 2.4-17　45 钢在不同加热温度下奥氏体晶粒尺寸与加热温度的关系

图 2.4-18 所示为 DIN CK45 钢以不同加热速度连续加热到各种奥氏体化温度时的晶粒度变化。

钢中奥氏体晶粒度分为 8 级，1 级最粗，8 级最细。8 级以上称为超细晶粒。晶粒度级别（N）与晶粒尺寸间的关系为

$$n = 2^{N-1}$$

或

$$n' = 2^{N+3}$$

式中，n 为在金相显微镜下放大 100 倍时，每 6.45 cm^2 视野中包含的平均晶粒数；n' 为每 1 mm^2 试样面积中的平均晶粒数。

1.5　钢的晶粒度对性能的影响

钢的奥氏体冷却转变产物，如珠光体、贝氏体和马氏体的形核和长大都在奥氏体晶粒边界和内部发生。大量奥氏体晶粒会形成粗大的冷却转变产物，从而恶化钢的室温力学性能，尤其是冲击性能。

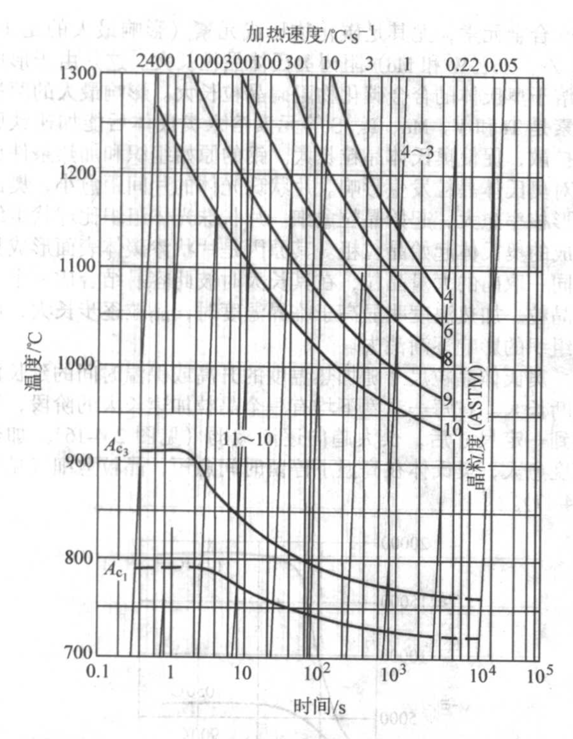


图 2.4-18 DIN CK45 钢在不同加热速度下的奥氏体晶粒度

一般亚共析钢和过共析钢在相应加热到 A_{c_3} 或 A_{c_1} 以上奥氏体化温度，保持时间不长时，奥氏体晶粒度都能保持在 20～30 μm 范围，从而不会使钢的室温力学性能恶化。在 1 200～1 250℃ 的锻造加热能使奥氏体晶粒达到 0.1 mm，而在焊缝组织中的晶粒度甚至达到数毫米。此时，为改善钢材性能，必须事后施行细化晶粒的完全退火和正火热处理。

钢的晶粒度对静拉伸性能（σ_b、$\sigma_{0.2}$、δ、ψ）和硬度无明显影响，但粗大晶粒会降低冲击韧度，降低裂纹扩展功，提高冷脆区域。随晶粒长大、K_{IC} 值增高（晶界夹杂物净化）。晶粒愈大，钢淬火开裂和畸变倾向愈大。这些在优选热处理工艺时都必须注意。混晶会剧烈降低钢的结构强度，使应力集中区域变脆。

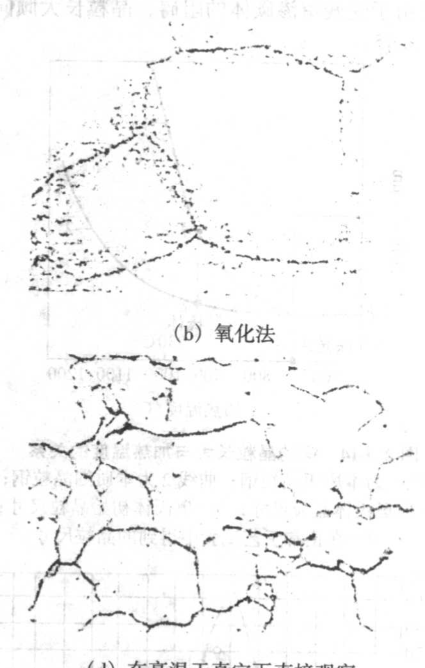
1.6 奥氏体晶粒度的显示和测定

奥氏体晶粒可用渗碳法、氧化法、晶界腐蚀法以及用铁素体或渗碳体网法来显示。亚共析钢用渗碳法来显示时，可将渗碳试棒在 930℃ 渗 8 h。此时碳进入奥氏体，使表面层达到过共析钢成分。随后缓慢冷却时，在奥氏体晶粒边界析出二次渗碳体连续网，冷却后按此网测定原奥氏体晶粒尺寸（见图 2.4-19a）。

显示结构钢和工具钢晶粒尺寸时，可采用其他方法，如把试棒加热到淬火温度或高于此温度 20～30℃，保持 3 h。

(a) 渗碳法

(c) 铁素体网法



(b) 氧化法

(d) 在高温于真空下直接观察

图 2.4-19 奥氏体晶粒的显示 100×

采用氧化法时，先将金相磨片在保护气氛中加热，完成保温后往炉中通入空气。在原奥氏体晶粒边界即显示出氧化物网（见图 2.4-19b）。铁素体网法用于亚共析钢。渗碳体网法用于过共析钢。试棒加热到规定温度，并以能形成铁素体网或渗碳体网的速度冷却（见图 2.4-19c）。还有一种经常用的方法是把经淬火和 225～500℃ 回火的试棒磨成金相试片，在加入 0.5%～1.0%（质量分数）洗涤剂的苦味酸中腐蚀。奥氏体晶粒度也可在抽真空的高温显微镜下放大观察（见图 2.4-19d）。在光学显微镜下放大 100 倍测定奥氏体晶粒度。把磨片上的晶粒尺寸和图 2.4-20 所列的标准尺度加以比较，即可得出所测晶粒度等级。晶粒平均直径和磨片上每平方毫米的晶粒数之间存在直线关系（见图 2.4-21）。

可以粗略地认为，1～5 级晶粒度的钢属粗晶粒类型，而 6～13 级属细晶粒类型。

1.7 过热和过烧

亚共析或过共析钢在远高于 A_1 或 A_{cm} 温度长时间加热会导致实际晶粒度的粗大。过热钢断口呈石状，断口表面呈小丘状粗晶结构，晶粒无金属光泽，仿佛被熔化过。

在过热钢中经常发现按切变机制形成的铁素体。在高温碳扩散转移条件下，发生铁素体－魏氏体组织实际晶粒度的强烈粗化（见图 2.4-22a）。这种过热可以靠扩散退火来矫

正。进一步加热到高于过热的温度，在氧化气氛中会导致钢的过烧，在晶粒边界形成铁的氧化物（见图 2.4-22b）。过烧钢断口呈石板状。过烧是一种不可修复的缺陷。

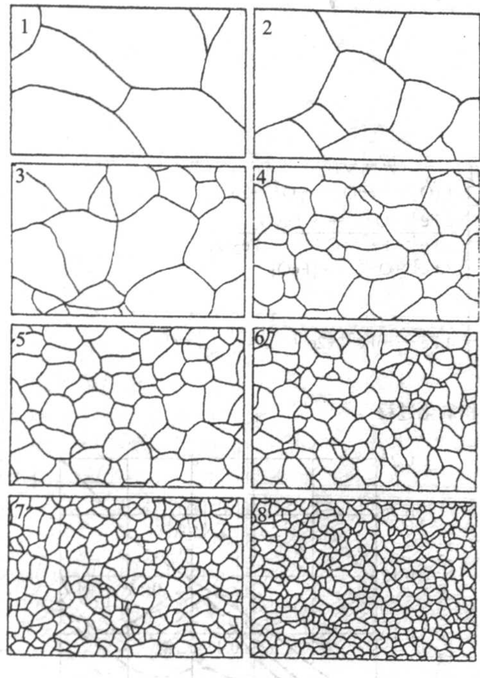


图 2.4-20　钢晶粒度等级（图中数字即等级）　100×

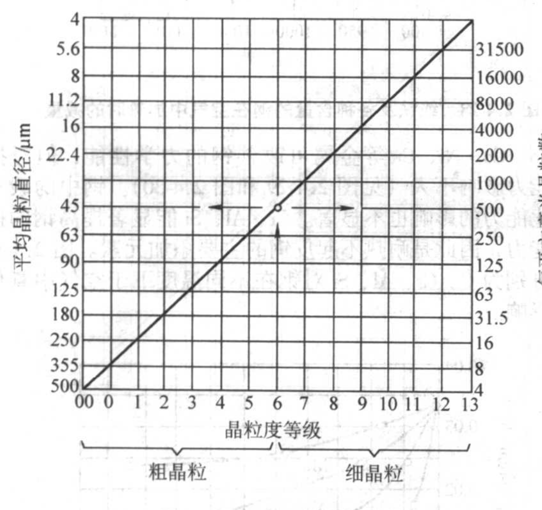
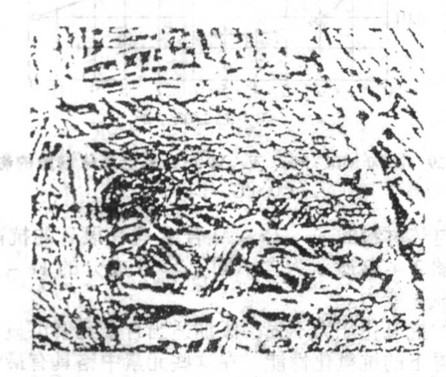
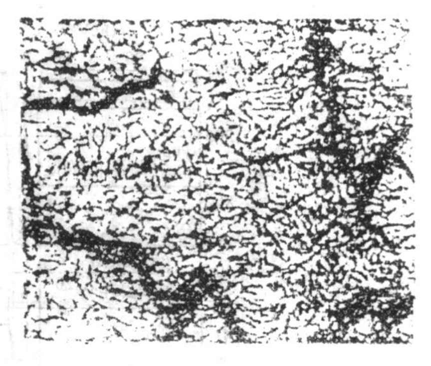


图 2.4-21　测定晶粒尺寸图



(a) 过热

图 2.4-22　亚共析钢过热和过烧的显微组织　80×



(b) 过烧

续图 2.4-22

1.8　氧化和脱碳

空气中有 20% 的氧，氧是一种很活泼的气体，在高温下能和铁发生一系列的氧化反应，诸如

$$2Fe + O_2 \xlongequal{} 2FeO \quad (2.4\text{-}1)$$

$$4Fe + 3O_2 \xlongequal{} 2Fe_2O_3 \quad (2.4\text{-}2)$$

$$3Fe + O_2 \xlongequal{} 2Fe_3O_4 \quad (2.4\text{-}3)$$

这些过程不可逆，因而不能控制。所以在中性、惰性气氛和可控气氛中从原理上都不允许氧的存在。按照氧化铁结合自由能关系，在高温下要使钢完全不氧化，必须使气体介质的氧含量降低到百万分之一以下。

图 2.4-23 所示为铁－氧系的平衡状态图。铁氧化层内的氧浓度分布和氧化过程示于图 2.4-24。

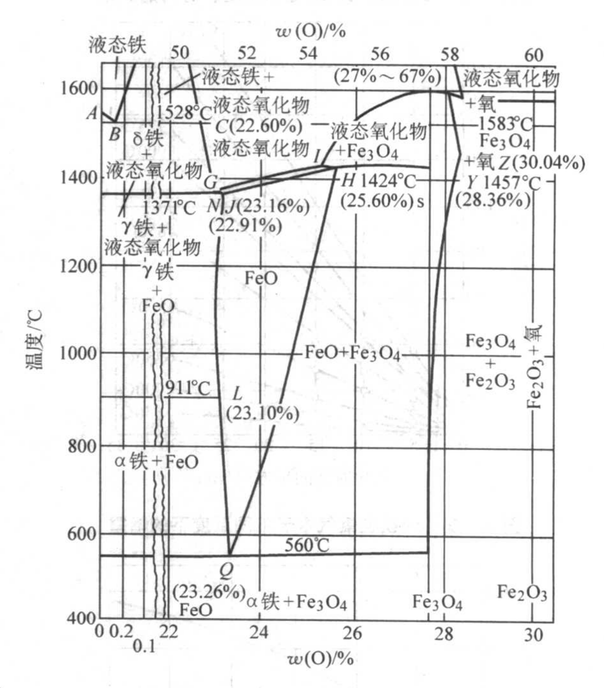


图 2.4-23　铁－氧平衡状态图

在 570℃以上紧贴金属表面的一层是 FeO，而在 570℃以下为 Fe_3O_4。图 2.4-25 所示为纯铁在氧和空气中随温度变化的氧化增重。纯铁在氧中的氧化增重与时间平方根的线性关系示于图 2.4-26。图 2.4-27 所示为纯铁在 1 200℃于空气中加热时，各氧化层的成长曲线。纯铁和各种含碳量钢在空气中加热时的氧化减重随温度的变化示于图 2.4-28。钢中的合金元素对于钢在高温下的抗氧化能力有不同的影响。Ti、V、

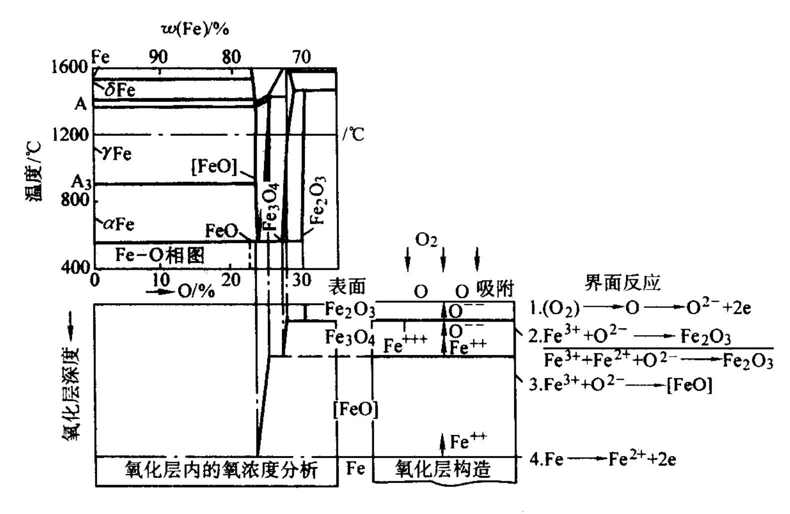


图 2.4-24　氧化层内的氧浓度分布和氧化过程

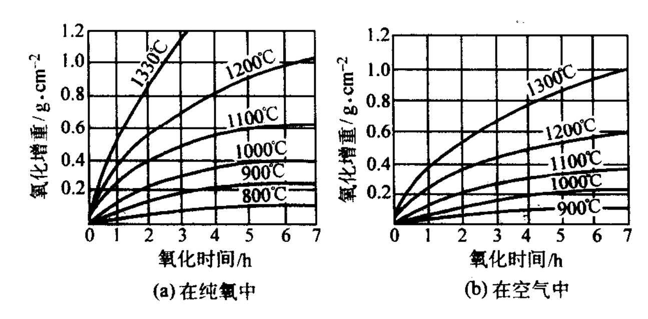


图 2.4-25　纯铁的氧化增重和温度、时间的关系

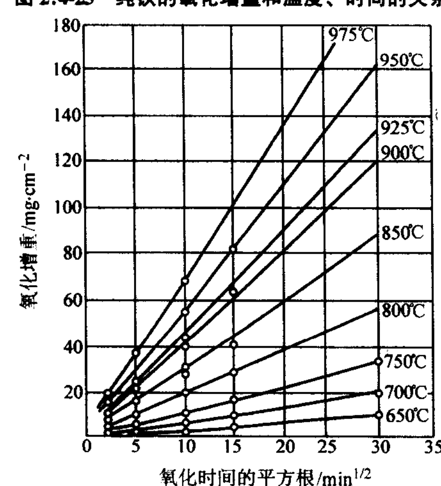


图 2.4-26　纯铁在氧气中于不同温度下的增重

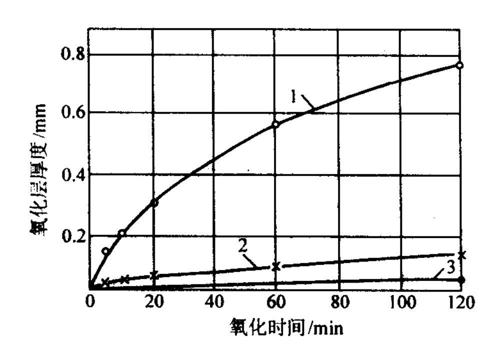


图 2.4-27　纯铁在 1 200℃的空气中发生氧化时各个氧化层的成长曲线
1—内层 FeO；2—外层 Fe_3O_4；3—最外层 Fe_2O_3

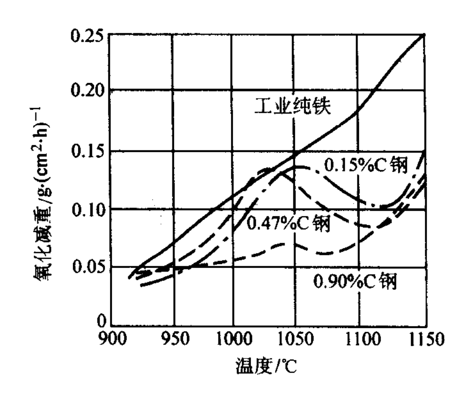


图 2.4-28　纯铁及各种含量的钢在空气中加热时的减重

W、Mo、Co、Ni、Cu 等金属可改善钢的力学性能，但对抗氧化能力影响不大（见图 2.4-29 和图 2.4-30）。钢中的碳对抗氧化能力的影响也不显著。Cr、Al、Si 能显著提高钢的抗氧化能力，因此是耐热不起皮钢的主要添加元素。图 2.4-31 所示分别为 C、Cr、Al、Si 对钢在不同温度下于空气中氧化量的影响。

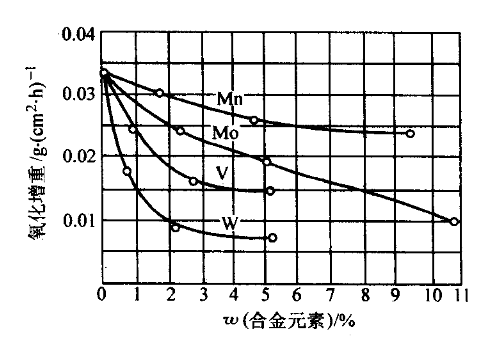


图 2.4-29　添加 Mn、Mo、V、W 对铁高温氧化增重的影响
（1 000℃，1 h）

作为电热材料的 Fe－Cr－Al 合金具有很高的抗高温氧化能力。图 2.4-32 所示为含不同 Cr、Al 成分的 Fe－Cr－Al 合金的抗氧化能力。

纯镍的抗氧化能力不强，添加适当合金元素可显著提高合金在高温下的抗氧化性能。在这些元素中铬具有最强烈的影响，因此镍铬合金便成为最常用的高温抗氧化材料。图 2.4-33 所示为各种铬含量的镍铬合金在不同温度下的氧化增量。

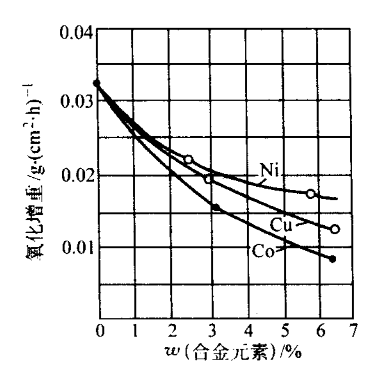


图 2.4-30 添加 Ni、Cu、Co 对铁高温氧化增重的影响（1 000℃，1 h）

钢铁在空气中加热，发生氧化的同时也会形成脱碳，即奥氏体中的溶解碳和碳化物中的结合碳的烧损，其反应式为

$$C(\gamma-Fe) + O_2 = CO_2 \quad (2.4\text{-}4)$$

$$Fe_3C + O_2 = 3Fe + CO_2 \quad (2.4\text{-}5)$$

这些反应是不可逆的，因此也是不能控制的。因此在惰性气体或可控气氛中要防止脱碳，原理上不允许有氧的存在。图 2.4-34 所示为 $w(C)0.85\%$ 钢在空气中加热 1 h 的氧化脱碳层厚度随温度的变化。

2 钢在 $CO-CO_2$ 气氛中的氧化和脱碳

二氧化碳是燃烧产物中的主要成分，在高温会引起钢的氧化脱碳，但对铜却几乎没有氧化作用，因此是铜及铜合金退火加热时的优良保护气体。

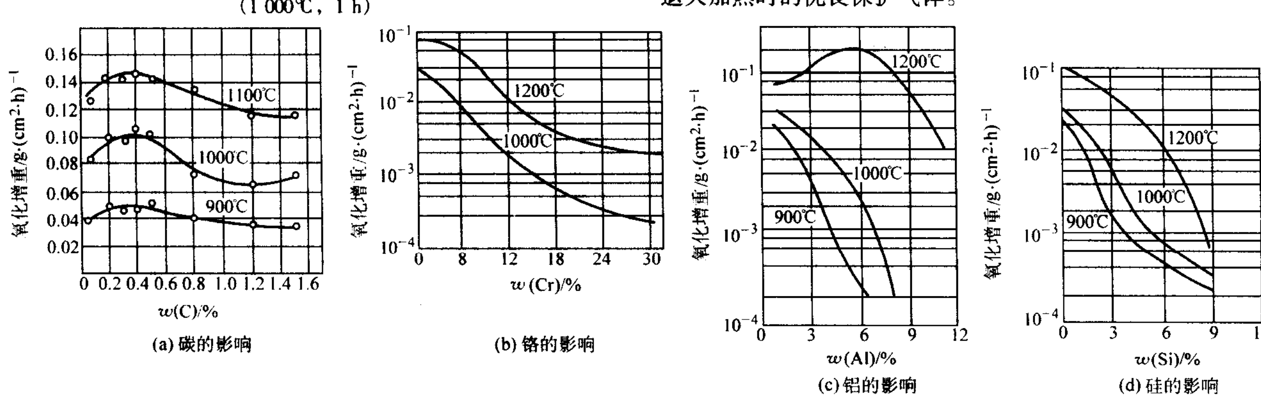


图 2.4-31 钢中合金元素含量对各温度下在空气中氧化量的影响（加热 1 h）

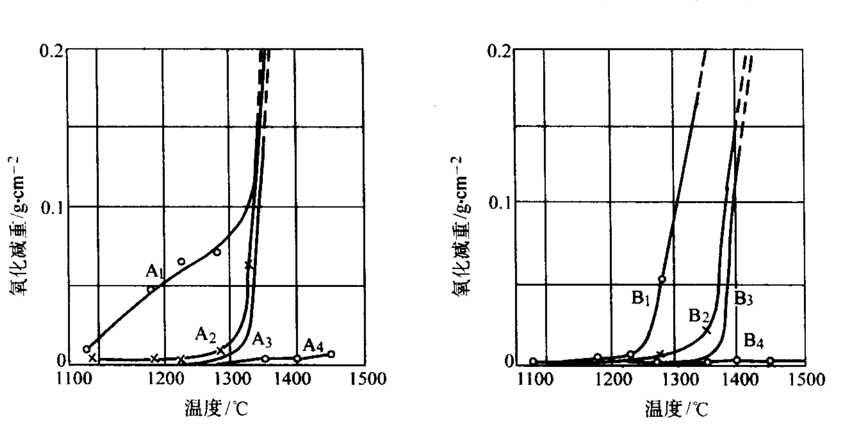


图 2.4-32 各种 Fe-Cr-Al 合金（质量分数）在不同温度下加热 10 min 的氧化减重

A_1—Cr 5.0%，Al 1.37%；A_2—Cr 9.5%，Al 1.33%；A_3—Cr 19.39%，Al 1.30%；A_4—Cr 19.39%，Al 1.30%；B_1—Cr 4.15%，Al 3.39%；B_2—Cr 7.49%，Al 2.99%；B_3—Cr 12.81%，Al 3.28%；B_4—Cr 17.20%，Al 3.48%

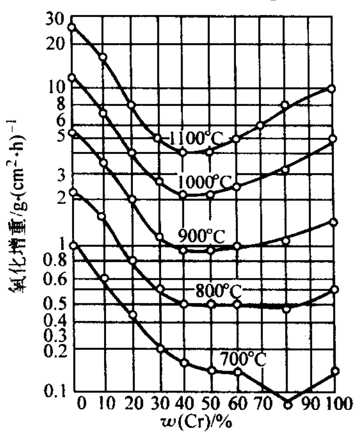


图 2.4-33 镍铬合金的高温氧化增重和含铬量的关系

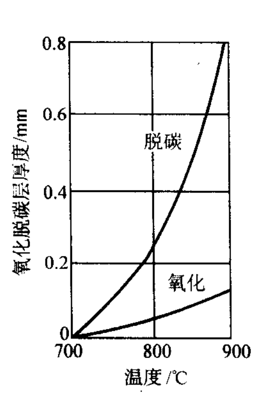


图 2.4-34 含 $w(C)0.85\%$ 钢在空气中加热 1 h 的氧化脱碳层厚度随温度的变化

一氧化碳是不完全燃烧产物，在高温下对钢表面有还原作用，因而也是渗碳气体的主要成分，可使钢表面增碳。

$$Fe + CO_2 \rightleftharpoons FeO + CO \quad (2.4\text{-}6)$$

$$3FeO + CO_2 \rightleftharpoons Fe_3O_4 + CO \quad (2.4\text{-}7)$$

$$3Fe + 4CO_2 \rightleftharpoons Fe_3O_4 + 4CO \quad (2.4\text{-}8)$$

在570℃以上，反应按式（2.4-6）、式（2.4-7）进行，在此温度以下主要是按式（2.4-8）进行。这些反应是可逆的，其反应的方向取决于混合气体中 CO_2/CO 的比例，因而是可以控制的。

图2.4-35为铁在 CO-CO_2 混合气体中于各种温度下的氧化还原平衡曲线。

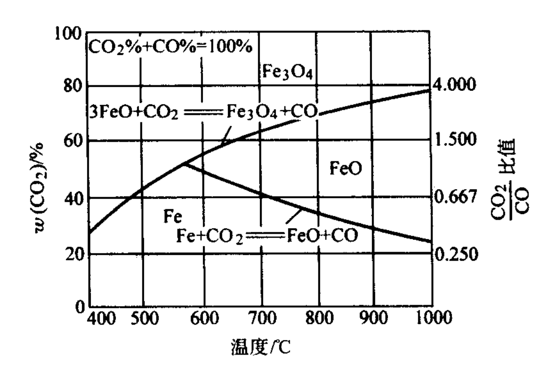


图2.4-35　铁在 CO-CO_2 气氛中于各种温度下生成氧化铁的平衡曲线

钢在 CO－CO_2 混合气体中的脱碳、增碳反应如下：

$$C_{(\gamma-Fe)} + CO_2 \rightleftharpoons 2CO \quad (2.4\text{-}9)$$

$$Fe_3C + CO_2 \rightleftharpoons 3Fe + 2CO \quad (2.4\text{-}10)$$

该反应进行的方向，即产生脱碳或是增碳的效果亦取决于 CO_2/CO 的比例。CO-CO_2 气氛对钢的脱碳、增碳平衡曲线示于图2.4-36。

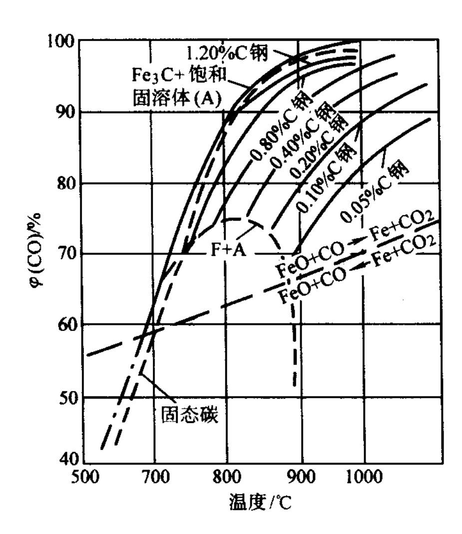


图2.4-36　CO-CO_2 气氛和钢的平衡曲线

$(p_{CO} + p_{CO_2} = 0.1\ MPa)$

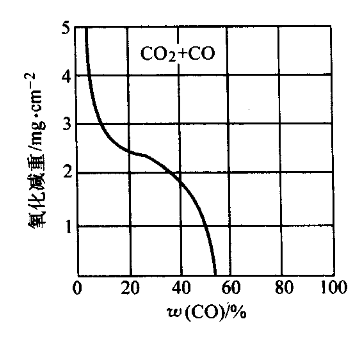


图2.4-37　低碳钢在 CO_2 + CO 混合气体中于1 000℃加热3 h的氧化损失量

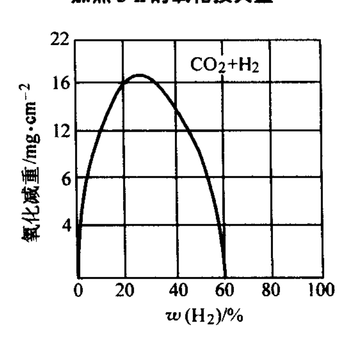


图2.4-38　低碳钢在 CO_2 + H_2 混合气体中于1 000℃加热3 h的氧化损失量

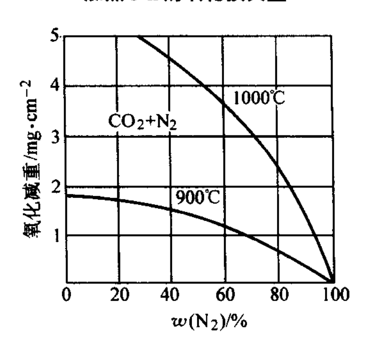


图2.4-39　低碳钢在 CO_2 + N_2 混合气体中加热3 h的氧化损失量

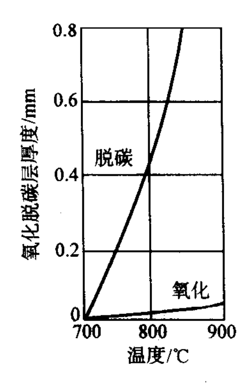


图2.4-40　0.85%C钢在 CO_2 中加热1 h的氧化脱碳层厚度随温度的变化

图2.4-37～图2.4-39所示为低碳钢在 CO_2 + CO、CO_2 + H_2、CO_2 + N_2、的混合气体中加热3 h的氧化损失量。

图2.4-40所示为含 w(C)0.85%钢在各种温度下于 CO_2 中加热1 h的氧化脱碳层深度。

钢中的铬与二氧化碳会发生如下的氧化反应：

$$2Cr + 3CO_2 \rightleftharpoons Cr_2O_3 + 3CO \quad (2.4\text{-}11)$$

此反应平衡曲线示于图2.4-41中。由曲线可以看出，使铬在700℃不发生氧化的条件是：$CO/CO_2 > 10^5$。而 CO/CO_2 在700℃的平衡值为2.3（图2.4-41中的曲线 C），亦即 $CO/CO_2 \ll 10^5$。这样的气体净化程度在实际上是达不到的，所以铬、铬合金以及含铬钢在 CO/CO_2 气氛中不可能实现无氧化加热。

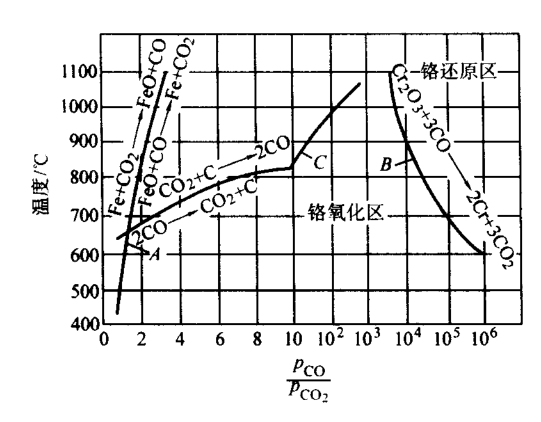


图 2.4-41　CO-CO_2 气氛和铁、铬的平衡曲线

p_{CO}—CO 在气体中的分压；p_{CO_2}—CO_2 在气体中的分压

3　钢在 H_2-H_2O 气氛中的氧化和脱碳

水蒸气在高温下对钢有氧化和脱碳作用。而氢是一种还原性气体，在高温下可使钢表面的氧化物还原。钢在 H_2-H_2O 气氛中加热时的氧化反应如下：

$$Fe + H_2O \rightleftharpoons FeO + H_2 \quad (2.4\text{-}12)$$

$$3FeO + H_2O \rightleftharpoons Fe_3O_4 + H_2 \quad (2.4\text{-}13)$$

$$3Fe + 4H_2O \rightleftharpoons Fe_3O_4 + 4H_2 \quad (2.4\text{-}14)$$

反应式（2.4-12）、式（2.4-13）是在 570℃以上进行的，在 570℃以下主要发生式（2.4-14）反应。这些反应是可逆的，因而也是可以控制的。反应发展的方向取决于反应温度下的$\frac{H_2O}{H_2}$气体平衡常数。图 2.4-42 所示为铁在 H_2-H_2O 气氛中加热时的氧化还原平衡状态图。

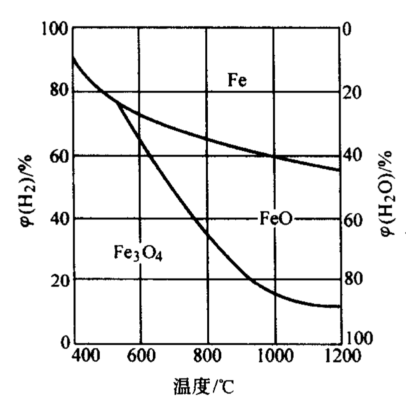


图 2.4-42　铁在 H_2-H_2O 中加热时的平衡状态图

H_2-H_2O 气体在高温下会引起钢的脱碳，其反应如下：

$$C_{(\gamma-Fe)} + H_2O \rightleftharpoons CO + H_2 \quad (2.4\text{-}15)$$

$$Fe_3C + H_2O \rightleftharpoons 3Fe + CO + H_2 \quad (2.4\text{-}16)$$

水蒸气对钢的脱碳反应产物中有一氧化碳，这些反应又是可逆的，因此在 H_2-H_2O 气氛中添加 CO 可使反应向相反方向进行，即达到增碳效果。图 2.4-43 所示为钢在 H_2-H_2O-CO 气氛中加热脱碳与增碳平衡状态图。

图 2.4-44 为纯铁在水蒸气中于不同温度下的氧化增重与时间的关系。水蒸气对铁的氧化速度比氧、空气、二氧化碳等气体大。纯铁在 1 000℃于各种气体中加热时，FeO 深度与时间的关系示于图 2.4-45。

图 2.4-46 为含 w(C)0.85%钢在水蒸气中加热 1 h 的氧化脱碳层深度随温度的变化。由此可知，在 750℃以下钢在水蒸气中几乎不脱碳，但在 800℃以上脱碳层显著增加。钢在水蒸气、空气和二氧化碳中加热时的氧化速度依此排列逐步减小，而脱碳速度的顺序则正好相反。但三种气体的脱碳速度都比氧化速度大。

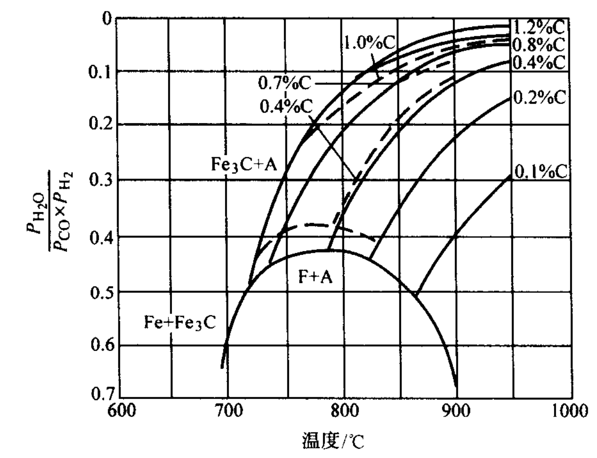


图 2.4-43　钢在 H_2-H_2O-CO 气氛中加热时的平衡状态图

虚线—实验数据；实线—计算数据

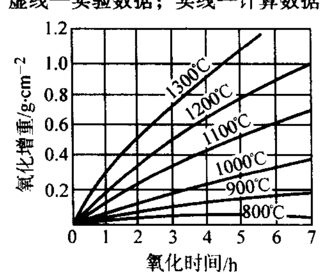


图 2.4-44　纯铁在水蒸气中于各温度下的氧化增重与时间的关系

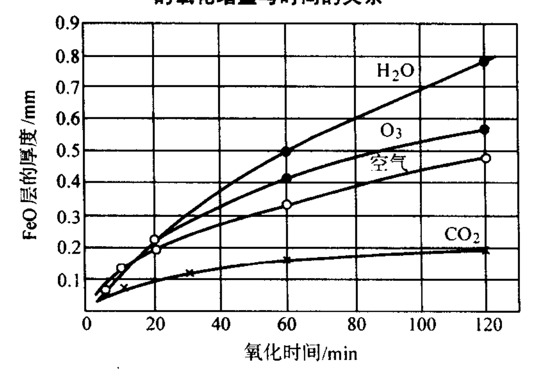


图 2.4-45　纯铁在 1 000℃于各种气体中加热时，FeO 深度与时间的关系

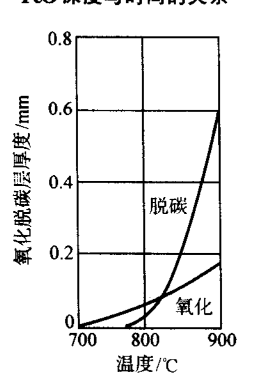


图 2.4-46　0.85%C 钢在水蒸气中加热 1 h 的氧化脱碳层深度的变化

氢对钢有脱碳作用。脱碳程度取决于炉温、含水量、在高温下的保持时间以及钢的碳含量。干燥氢的脱碳作用很小，因为纯氢在高温下对钢脱碳速度很慢。随氢中含水量的增加，脱碳作用显著增加（见图2.4-47）。

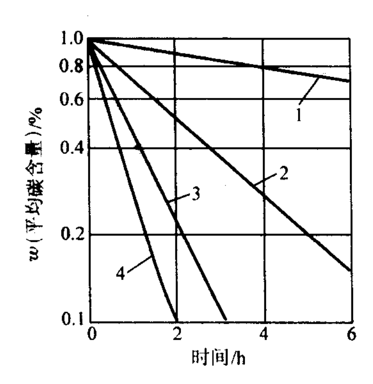


图2.4-47 钢在 H_2-H_2O 气体中的脱碳
（厚度1 mm钢片，1 000℃处理）
1—干燥 H_2；2—133.322Pa H_2O；
3—666.61Pa H_2O；4—26666.44Pa H_2O

氢对钢的加热脱碳作用随温度升高而加剧。特别是在700℃以上，脱碳效应剧烈增加（见图2.4-48）。w(C)1.08%碳钢在 H_2-H_2O 气氛中于1 000℃加热20 h的脱碳情况示于图2.4-49。

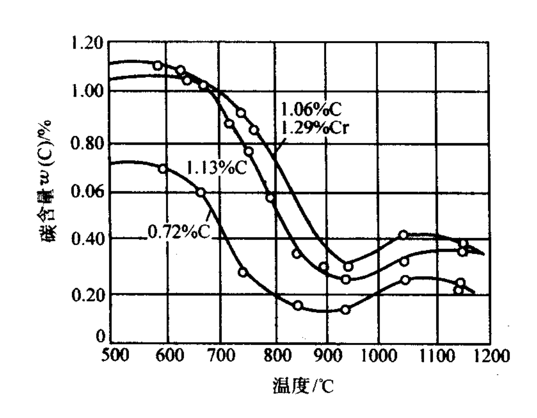


图2.4-48 钢在纯氢中的脱碳速度
（加热时间16 h）

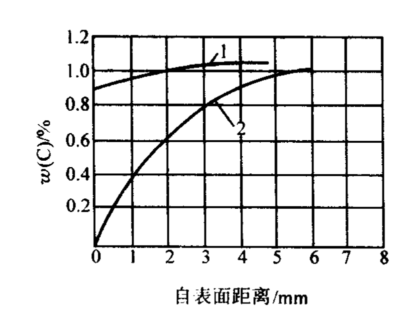


图2.4-49 含 w（C）1.08%的钢在 H_2-H_2O 气氛中于1 000℃加热20 h的脱碳
1—干燥氢；2—在18℃饱和水的氢（16.4 g/m³）

40钢在850℃于 $H_2-H_2O-N_2$ 气氛中的脱碳层深度和气氛中含水量的关系示图2.4-50。在850℃脱碳层深度随时间的变化见图2.4-51。

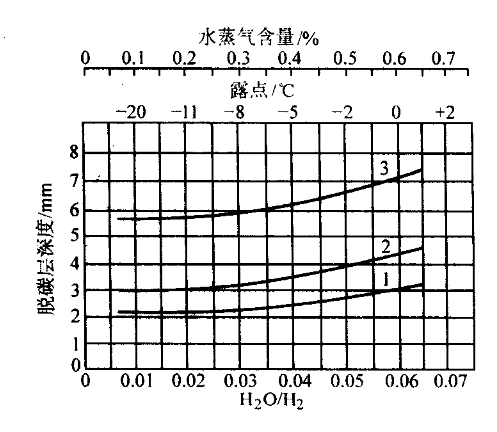


图2.4-50 40钢脱碳层深度和 $H_2-H_2O-N_2$ 气氛湿度的关系（850℃）
1—0.5 h；2—1 h；3—3 h

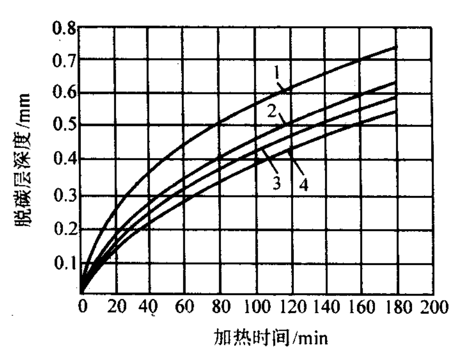


图2.4-51 40钢脱碳层深度和加热时间的关系
（加热温度850℃：炉内气氛 $H_2$8%～12%，其余 N_2）
1—$H_2O/H_2=0.065$；2—$H_2O/H_2=0.045$；
3—$H_2O/H_2=0.033$；4—$H_2O/H_2=0.025$

4 含硫气体对钢的作用

炉气中的硫化物大都是由燃料带入的。硫化物存在的形式有硫化氢（H_2S）、二氧化硫（SO_2）、三氧化硫（SO_3）、硫醇（C_2H_5SH）、硫茂（C_4H_4S）以及金属硫化物等。在一些情况下燃料中也会出现游离硫。在还原性气氛中的硫一般以硫化氢形式存在，后者是通过以下反应生成的：

$$SO_2+6H_2 \rightleftharpoons 4H_2S+2H_2O \quad (2.4\text{-}17)$$

在氧化性气氛中的硫则发生以下反应：

$$C_4H_4S+6O_2 \longrightarrow 4CO_2+2H_2O+SO_2 \quad (2.4\text{-}18)$$

$$2SO_2+3Fe+2Ni \longrightarrow Fe_2O_3+NiS+NiO+FeS \quad (2.4\text{-}19)$$

当高镍钢在上述含硫气氛中加热时，会同时产生硫化镍和氧化镍，形成鳄鱼皮状表面。含硫炉气会加速金属的氧化，并随着温度的升高而进一步加剧。此外气体硫化物对人的健康极为有害，散入大气会造成环境极大污染，后果严重。因此在热处理炉中应采用低硫燃料或预先采取除硫措施。而制备可控气氛的燃料中的硫含量必须严格控制在180 mg/m³以下。

表2.4-2所列为在各种燃料的燃烧产物中加入二氧化硫气体对钢材氧化性能的影响。

表2.4-2 在各种燃料的燃烧产物中添加不同量的 SO_2 气体对钢材氧化性能的影响

燃 料	燃烧产物 体积分数/%			氧化增重/mg·cm⁻² φ（SO_2）/%			
	H_2O	CO_2	N_2	0	0.05	0.10	0.20
煤气	20	10	70	12.0	21.5	27.8	32.0
重油发生炉煤气	10	10	80	7.5	17.5	22.5	26.5
焦炭	2	10	48	4.4	19.2	14.6	18.6

5 加热介质和加热计算

5.1 加热介质分类（表2.4-3）

表2.4-3 加热介质的分类

分类原则	类别	举例
按介质物态	固态介质	煤、焦炭、硅砂、铸铁屑、各种固态渗剂
	气态介质	空气、水蒸气、CO_2、CO、H_2、He、Ar、烃类和有机液体裂解气、CH_4、C_3H_8、C_4H_{10}加空气或水裂解气
	液态介质	油、熔盐、熔融金属
	流态介质（假液态沸腾层）	石墨、硅砂、刚玉粒子流态床
按介质和金属表面反应	氧化性介质	空气、水蒸气、CO_2、完全燃烧产物、脱氧不良盐浴
	还原性介质	CO、H_2、CH_4、烃类和有机液体裂解气、不完全燃烧产物、氰盐浴、石墨流态床、通还原气氛的刚玉流态床
	中性介质	N_2
	惰性介质	He、Ar
	脱碳性介质	空气、水蒸气、CO_2，含水的H_2、甲酸裂解气、含水甲醇裂解气、普通放热型气氛、脱氧不良盐浴
	增碳介质	CO、CH_4、丙烷、丁烷、丙酮、乙酸、乙醇、异丙醇、三乙醇胺、尿素、甲酰胺等有机液体裂解气、吸热型气氛、氰盐浴
按热处理工艺	一般加热介质	指无化学活性只用于传热的固、气、液态介质
	化学热处理介质	指具有化学活性，可提供各种活性原子，并渗入金属制件的气、固、液态介质
按介质的可控性	不可控介质	主要指单一成分气体，如H_2、水蒸气、N_2、Ar、He、CO_2等燃烧炉的燃烧产物、熔盐、熔融金属
	可控介质	指CO_2+CO、H_2+H_2O混合气氛、甲醇+乙酸乙酯、甲醇+丙酮、甲醇+异丙醇等有机液体裂解气、N_2+甲醇裂解气+天然气（或丙烷）合成气氛、天然气、丙烷、丁烷加空气或水裂解气（吸热型气）、天然气和丙烷加空气的炉内直生式气氛

5.2 加热计算公式及常用图表

1）影响加热速度的因素　金属材料和制品加热所需时间包括从室温到炉温仪表指示达到所需温度的升温时间、炉料表面和心部温度均匀（透烧）所需的均热时间以及内外达到温度后为了完成相变（对钢而言是为了实现奥氏体均匀化和碳化物溶解）所需的保温时间三个部分，即：

$$t_{加热}=t_{升温}+t_{均热}+t_{保温}$$

金属制品在炉中加热所需时间取决于加热温度、加热介质、材料本身的性质、制品的几何形状和尺寸、成批加热时物料在炉内的堆放方式以及冷热炉装料等因素。

热处理加热多采用热炉装料。铸锻件毛坯的退火、正火在大型窑炉中进行，采用冷炉装料。热炉装料时的炉温是影响加热时间的最重要因素。图2.4-52所示为100 mm厚钢材在不同炉温下的表面温度变化。炉温愈高，加热愈快。在不同介质中加热的加热速度有很大差异。铅浴、盐浴、火焰、静止空气中加热时的加热速度比值大致为1:2:3:4。可控气氛炉中加热比空气炉要慢些，真空炉加热更慢。

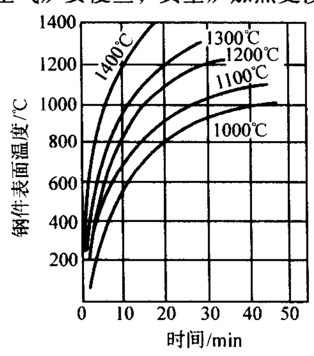


图2.4-52 100 mm厚钢材在空气介质中于不同炉温下加热时的表面温度变化

金属本身的导热性、钢的合金化程度及奥氏体状态下碳化物溶解的特性都会影响均热和保温时间。对碳素钢和一般合金结构钢而言，超过相变点的加热可使相变过程迅速完成，奥氏体的均匀化也易于进行，且无需考虑过剩合金碳化物的溶解，保温时间的长短将无关紧要。金属的表面（黑度和粗糙度）对加热时间长短有影响。表面黑度大，达到规定温度所需时间就短。

利用传热学的数学模型来精确计算金属材料和制品的加热时间非常复杂。在工程上，为了计算上的方便，经常作若干简化或采取经验计算的方法。

2）钢件加热时间的经验计算法　加热时间通常按工件的有效厚度计算。工件有效厚度一般可按以下规定考虑，圆柱形工件按直径计算。对于管形（空心圆柱件）工件：

当$\frac{高度}{壁厚}\leqslant 1.5$时，以高度计算；

当$\frac{高度}{壁厚}\geqslant 1.5$时，以1.5壁厚计算；

当$\frac{外径}{内径}>7$时，按实心圆柱体计算。

空心内圆锥体工件以外径乘0.8计算。

加热时间的计算公式为

$$t=akD \tag{2.4-20}$$

式中，t为加热时间，min或s；a为加热系数，min/mm或s/mm；D为工件有效厚度，mm；k为工件装炉条件修正系数，通常取1.0～1.5。

表2.4-4和表2.4-5所列为碳钢与合金钢在各种介质中的加热系数和加热时间。

表2.4-4 碳钢和合金钢在各种介质中的加热系数（a值）

钢材	每毫米有效厚度的加热时间	
	空气电阻炉	盐浴炉
碳钢	0.0～1.1 min	25～30 s
合金钢	1.3～1.6 min	50～60 s 15～20 s（一次预热）
高速钢		8～15 s（二次预热）

3）从节能角度考虑的加热时间计算法　进行加热时间

计算时，常将金属制件按截面大小分为厚件和薄件。划分厚薄件的依据是毕氏准数 β_i，即

$$\beta_i = \frac{\alpha}{\lambda}s \tag{2.4-21}$$

式中，α 为炉料表面的给热系数，W/（m^2·℃）；λ 为热导率，W/（m^2·℃）；s 为炉料的厚度，mm。

表 2.4-5　工模具钢在不同介质中的加热时间

钢种	盐浴炉		空气炉、可控气氛炉
高速钢	直径 d/mm	加热时间/s·min^{-1}	
	<8	12（850~900℃预热）	
	8~20	10	
	20~50	8	
	50~70	7	
	70~100	6	
	>100	5	
热锻模具钢	直径 d/mm	加热时间/min·mm^{-1}	厚度<100 mm：20~30 min/25 mm 厚度>100 mm：10~20 min/25 mm （800~850℃预热）
	5	5~8	
	10	8~10(800~850℃预热)	
	20	10~15	
	30	15~20	
	50	20~25	
	100	30~40	
冷变形模具钢	5	5~8	厚度<100 mm：20~30 min/25 mm 厚度>100 mm：10~20 min/25 mm （800~850℃预热）
	10	8~10(800~850℃预热)	
	20	10~15	
	30	15~20	
	50	20~25	
	100	30~40	
工具钢和合金工具钢	10	5~8	厚度<100 mm：20~30 min/25 mm 厚度>100 mm：10~20 min/25 mm （500~550℃预热）
	20	8~10(500~550℃预热)	
	30	10~15	
	50	20~25	
	100	30~40	

一般认为 $\beta_i<0.25$ 算薄件，也有认为 $\beta_i<0.5$ 为薄件的。对钢而言 $\beta_i<0.5$，薄件的厚度极限可达 280 mm。因此，绝大部分钢材和制件，制品都可以认为是薄件。对于薄件，可以认为表面到温后，表面和心部的温度基本一致，也就是说无需考虑均温时间。总加热时间的计算就变成

$$t_{加} = t_{升} + t_{保} \tag{2.4-22}$$

薄件可以根据斯太尔基理论公式计算炉料升温时间 $t_{升}$。其简化式为

$$t_{升} = \frac{\rho c}{\alpha_{\Sigma}}\ln\frac{T_{炉}-T_{始}}{T_{炉}-T_{终}}\times\frac{V}{S} \tag{2.4-23}$$

式中，ρ 为工件的密度；c 为工件的平均比热容；α_{Σ} 为平均总给热系数；$T_{炉}$ 为炉温；$T_{始}$ 为工件进炉时的温度；$T_{终}$ 为工件出炉时的温度；V 为工件体积；S 为工件受热表面积。

如果设几何指数 $W=\frac{V}{S}$，那么综合物理因素 $K=\frac{\rho c}{\alpha_{\Sigma}}\ln\frac{T_{炉}-T_{始}}{T_{炉}-T_{终}}$，则

$$t_{升} = KW \tag{2.4-24}$$

对于物理保温时间在内的总热时间应为

$$t_{升} = KW + t_{保} \tag{2.4-25}$$

综合物理因素（或称加热系数）K 与被加工件的形状（K_s）、表面状态（K_h）、尺寸（K_d）、加热介质（K_y）、加热炉次（K_e）等因素有关。所以上式可写成

$$t_{升} = K_s K_y K_e K_h K_d W + t_{保} \tag{2.4-26}$$

这些系数的数值范围可参照表 2.4-6。对于形状和尺寸不同的工件，W 值的计算也是一个较为烦琐的问题。表 2.4-7 所列为经过简化处理后的各种典型形状工件的 W 值。

表 2.4-6　影响加热时间的各物理因素系数

系数	K_s					K_y		K_e	K_h			K_d
条件	圆柱	板	管			盐浴炉（800~900℃）	空气炉（800~900℃）	在稳定加热状态下	空气	可控气氛	真空	薄件
			厚壁（$\delta/D\geq1/4$）	薄壁（$l/D>20$）	薄壁（$\delta/D<1/4$，$l/D<20$）							
取值	1	1~1.2	1.4	1.4	1~1.2	1	3. ~54	1	1~1.2	1.1~1.3	1~5	1

表 2.4-7　各种形状工件的 W 简化处理值

工件形状	圆　柱	板	管
W 值	$D/8$~$D/4$ 或 $0.167D$~$0.25D$	$\beta/6$~$\beta/2$ 或 0.157β~0.5β	$\delta/4$~$\delta/2$ 或 0.25δ~0.5δ

将上列系数综合整理，并通过试验和修正，可得出在空气炉和盐浴炉中加热时的 K 值范围（见表 2.4-8）。

表 2.4-8　在空气炉和盐浴中加热钢件时的 K 值

炉　型		盐浴炉	空气炉
工件形状	圆柱	0.7	3.5
	板	0.7	4
	薄管（$\delta/D<1/4$，$l/D<20$）	0.7	4
	厚壁（$\delta/D\geq1/4$）	1.0	5

和 $t_升$ 比较，$t_保$ 是一个较短的时间，它取决于钢的成分、组织状态和物理性质。对于碳素钢和一部分合金结构钢，$t_保$ 可以是零。对合金工具钢、高速钢、高铬模具钢和其他高合金钢可根据碳化物溶解和固溶体的均匀化要求来具体考虑。为了简化计算，也可采取适当增大 K 值的方式，使 $t_加$ 的计算式变为

$$t_加 = K'W \tag{2.4-27}$$

表 2.4-9 所列为综合上述 K 和 W 值范围而得出的加热时间计算表。

表 2.4-10 所列为几种典型形状工件在盐浴炉中计算加热时间和实际采用的加热时间对比。

表 2.4-11 所列为钢种和尺寸不同的工件在空气中加热时间的比较。

表 2.4-9　钢件加热时间计算表

炉型	计算值 \ 工件形状	圆　柱	板	薄　管 ($\delta/D<1/4$，$l/D<20$)	厚管 ($\delta/D\geqslant1/4$)
盐浴炉	K/min·mm^{-1}	0.7	0.7	0.7	1.0
	W/mm	(0.167～0.25) D	(0.176～0.5) B	(0.25～0.5) δ	(0.25～0.5) δ
	KW/min	(0.117～0.175) D	(0.117～0.35) B	(0.175～0.35) δ	(0.25～0.5) δ
空气炉	K/min·mm^{-1}	3.5	4	4	5
	W/mm	(0.157～0.25) D	(0.176～0.5) B	(0.25～0.5) δ	(0.25～0.5) δ
	KW/min	(0.6～0.9) D	(0.6～2) B	(1～2) δ	(1.25～2.5) δ
备　注		l/D 值大取上限否则取下限	l/B 值大取上限否则取下限	l/δ 值大取上限否则取下限	l/D 值大取上限反之取下限

表 2.4-10　典型钢件在盐浴中的计算和实用加热时间对比

工件形状尺寸 /mm	计算时间/min KW	计算时间/min aD	实用时间/min：s 到温	实用时间/min：s 保温	淬火后硬度 HRC	备　注
45钢 φ40, 270	6.51 $\left(\frac{D}{6.1}\right)$	12	6:15	0:15	58	
9SiCr钢 φ30, φ18, φ15, 12, 10, 35	2.66 $\left(\frac{D}{8}\right.$，D－平均直径)	8	2:30	0	65	隐针 $M+A_R+C_R$
				5:0	64	隐针 $M+A_R+C_R$ M 针略明显
CrMn钢 110, 135, 12	3.5 $\left(\frac{B}{3.5}\right)$	4.8	3:10	0:20	66	
45钢 φ32, 8, φ20	1.19 $\left(\frac{\delta}{5}\right)$	1.8	1:0	0	69	$\delta/D<1/4$，按板计算
20Cr钢（渗碳淬火） φ16, φ30, 430	3.25 $\left(\frac{\delta}{2}\right)$	2.8	3:0	0	64	$\delta/D<1/4$，$l/D>20$ 按管计算
				2:0	63.5	

表 2.4-11 典型钢件在空气的加热时间比较

尺寸 /mm	材 料	件数	按 αD 法计算的时间/min	按 KW 法计算的时间（入炉始算）/min	工件实际到温时间（入炉始算）/min	按 KW 法工件实际保温时间 /min	按 KW 法时间与 αD 法时间比例 KW: αD
ϕ20×180	45	1	20（20+0）	16.5（0.825D）	12	4.5	0.025
ϕ40×60	45	1	40（40+0）	26.2（0.66D）	21	5.2	0.655
ϕ50×70	45	1	50（50+0）	32.8（0.66D）	30	2.8	0.655
ϕ80×120	45	1	80（80+0）	52.5（0.66D）	50	2.5	0.655
ϕ100×150	45	1	102（100+2）	65.6（0.66D）	64	1.6	0.655
ϕ30×1 130	65Mn	1	33（30+3）	25.9（0.66D）	18	7.9	0.780
ϕ12×650	45	1	62（42+20）	35.6（0.85D）	34	1.6	0.575
ϕ20×600	40CrNiMo	1	160（120+40）	66（0.83D）	60	6	0.41
ϕ85×580	40CrNiMo	3	157.5（127.5+30）	69.5（0.81D）	65	4.5	0.42
ϕ95×660	40CrNiMo	2	182.5（142.5+40）	76.3（0.8D）	70	6.3	0.42
ϕ100×760	40CrNiMo	1	190（150+40）	81（0.81D）	70	11	0.42
250×310	CrWMn	2	47.5（40.5+7）	45.5（1.67B）	45	0.5	0.96
32×53×140	45	4	37（32+5）	30.6（0.95B）（K=3.5）	23	7.6	0.82
190×190×100	45	4	182（100+82）	97.6（0.976B）	95	2.6	0.52
外径 D=190				53（1.18B）			
内径 d=60 高度 l=45	45	10	79（45+34）	（高 $l<\delta$，按板计）	49	4	0.67

注：在 $t=\alpha D$ 中，碳钢取 $\alpha=1$，合金钢 $\alpha=1.5$，即取数值范围的下限。

上述计算方法适用于单个工件或少量工件在炉内间隔（工件间距离 > $\frac{1}{2}D$）排放加热。堆放加热时，超过一定的堆放量，用 KW 计算会造成较大出入。堆放量较大时则必须按厚件计算，极为繁琐。在实际生产中，多按工件的单位重量的时间数计算。如在 45 kW 的箱式电炉中，ϕ50 mm 以下工件的单位重量加热系数，经过试验可定在 0.6～1.0 min/kg 之间，通常取 0.6～0.8 min/kg。表 2.4-12 所列为工具钢在火焰炉中的加热时间和单位重量工件的加热系数。

表 2.4-12 工具钢在火焰炉中的加热时间

最大截面尺寸 /mm	工件重量 /kg	加热总时间 /min	加热系数 /min·kg^{-1}
25～50	45～138	115	0.85～2.56
50～75	138～227	150	0.66～1.10
75～100	227～454	195	0.43～0.86
100～125	454～680	225	0.33～0.50
125～200	680～908	300	0.33～0.44

6 可控气氛

6.1 分类及用途（表 2.4-13）

6.2 制备方法

（1）制备可控气氛的燃料

制备可控气氛可以用气体燃料，亦可用液体燃料。对这些燃料的要求是：

1）价格低廉。

2）裂解转化完全，不易积炭黑。

3）硫含量低（<180 mg/m^3）。

4）便于运输和储存。

5）成分稳定。

可用来制备可控气氛的气体燃料的成分及其性质列于表 2.4-14。

城市煤气、发生炉煤气、焦炉煤气等成分变化无常、硫含量高，热处理时难以准确控制碳势，以致影响热处理件质量；较高的硫含量又会使发生炉中的催化剂“中毒”，以及腐蚀炉衬、工件。所以这几种气体燃料逐渐被甲烷、丙烷及丁烷所代替。

表 2.4-13 各种可控气氛和保护气氛的分类及用途

类别	名 称	反应类型	化学反应或制备原理	参考成分（体积分数）/%									各种分类法					安全性	用途
				CO_2	O	CO	H_2	CH_4	H_2O	N_2	Ar	He	中国	美国 Surface Combustion	美煤气协会（A.G.A）	Hotchkiss 和 Webber	前苏联		
$CO-CO_2-H_2-H_2O-N_2$	用天然气制备的放热式气氛	放热式	贫气：CH_4 + 9.52 空气→CO_2 + $2H_2O$ + $7.42N_2$（完全燃烧）	11.5	0.0	0.7	0.7	0.0	饱和	其余（87.1）	—	—	PFQ10	DX lean	101	G2b	ПС－09	不可燃，有毒	铜光亮退火，粉末冶金烧结

续表 2.4-13

类别	名　称	反应类型	化学反应或制备原理	参考成分（体积分数）/%									各种分类法					安全性	用途
				CO_2	O	CO	H_2	CH_4	H_2O	N_2	Ar	He	中国	美国 Surface Combustion	美煤气协会（A.G.A）	Hotchkiss 和 Webber	前苏联		
$CO-CO_2-H_2-H_2O-N_2$	用天然气制备的放热式气氛	放热式	富气：CH_4 + 2.38 空气→CO + $2H_2$ + $1.88N_2$；H_2 + $0.5O_2$→H_2O	5.0	0.0	10.0	15.0	1.0	饱和	其余(69.0)	—	—		DX rich	102	G1a	ПС-06	可燃，有毒	低碳钢的光亮退火、正火，粉末冶金烧结
	用丙烷制备的放热式气氛	放热式	贫气：C_3H_8 + 23.8 空气→$3CO_2$ + $4H_2O$ + $18.8N_2$（完全燃烧）	12.5	0.0	1.5	0.8	0.0	0.8	其余(84.4)	—	—	PFQ10	DX lean	101	G2b	ПС-09	不可燃，有毒	
			富气：C_3H_8 + 7.14 空气→3CO + $4H_2O$ + $5.64N_2$；CO + $0.5O_2$→CO_2；H_2 + $0.5O_2$→H_2O	7.0	0.0	10.2	8.2	0.5	0.8	其余(73.3)	—	—		DX rich	102	G1a	ПС-06	可燃，有毒	
	用丁烷制备的放热式气氛	放热式	贫气：C_4H_{10} + 30.95 空气→$4CO_2$ + $5H_2O$ + $24.47N_2$（完全燃烧）	12.8	0.0	1.5	0.8	0.0	0.8	其余(84.1)	—	—	PFQ10	DX lean	101	G2b	ПС-09	不可燃，有毒	
		放热式	富气：C_4H_{10} + 9.52 空气→4CO + $5H_2$ + $7.52N_2$；CO + $0.5O_2$ → CO_2；H_2 + $0.5O_2$→H_2O	7.3	0.0	10.2	7.6	0.5	0.8	其余(73.6)	—	—		DX rich	102	G1a	ПС-06	可燃，有毒	
	用甲烷制备的放热式富气，除去 CO_2、H_2O	放热式	反应同用天然气制备的放热式富气，用硅胶、冷冻、乙醇胺、分子筛等吸收 CO_2、H_2O	微量	0.0	10.5	15.5	1.0	露点 -40℃	73.0	—	—	PFQ10	NX rich	202	G2a	ПСО-06	可燃，有毒	铜光亮退火，中碳、低碳钢光亮退火，中碳、高碳钢光洁淬火
	木炭燃烧气氛	放热式	C + 2.38 空气→CO + $1.88N_2$；CO + $0.5O_2$ → CO_2	1.0 ~ 2.0	0.0	30 ~ 32	1.5 ~ 7.0	0 ~ 0.5	露点 -30℃	其余	—	—	MQ10		402		ГГ	可燃，有毒	可锻铸铁退火，渗碳
	用天然气制备的吸热式气氛	吸热式	CH_4 + 2.38 空气 → CO + $2H_2$ + $1.88N_2$，用 Ni 催化剂，反应温度 ≥1 000℃	微量	0.0	20.7	38.7	0.8	露点 -4 ~ -20℃	39.8	—	—	XQ20	RX	302	H	КГ-ВО	可燃，有毒	渗碳，碳氮共渗，复碳，光亮淬火，钎焊，高速钢淬火
	用丙丁烷制备的吸热式气氛	吸热式	C_3H_8 + 7.14 空气→3CO + $4H_2$ + $5.64N_2$，用 Ni 催化剂，反应温度 ≥1 000℃	微量	0.0	23 ~ 25	32 ~ 33	0.4	微量	39.8	—	—	XQ20	RX	302	H	КГ-ВО	可燃，有毒	
	用城市煤气制备的吸热式气氛	吸热式	CH_4 + $0.5O_2$ → CO_2 + $2H_2$；CO_2 + CH_4→2CO + $2H_2$	0.4 ~ 0.6	0.0	24 ~ 27	36 ~ 38	0.0	露点 +4℃	36 ~ 39	—	—	XQ20	RX	302	H	КГ-ВО	可燃，有毒	

续表 2.4-13

类别	名称	反应类型	化学反应或制备原理	参考成分（体积分数）/%									各种分类法					安全性	用途
				CO_2	O	CO	H_2	CH_4	H_2O	N_2	Ar	He	中国	美国 Surface Combustion	美煤气协会（A.G.A）	Hotchkiss和Webber	前苏联		
$CO-CO_2-H_2-H_2O-N_2$	木炭靠外部热源加热，然后通以城市煤气生成的气氛	吸热式	$C + CO_2 \rightarrow 2CO$；$C + H_2O \rightarrow CO + H_2$；$CO_2 + CH_4 \rightarrow 2CO + 2H_2$；$CH_4 \rightarrow C + 2H_2$；$H_2O + CH_4 \rightarrow CO + 3H_2$	微量	0.0	22	46	9	露点 -5 ~ -40℃	23	—	—	XQ20	—	—	—	—	可燃，有毒	高碳钢无脱碳退火、淬火，铸铁件退火
	用工业氮制备的吸热式气氛	吸热式	在工业氮中添加少量气体燃料，在 Ni 催化剂作用下，约在 1 000℃进行吸热式反应，使其中的 O_2 转化为 CO：$C_nH_{2n+2} + \frac{n}{2}O_2 \rightarrow nCO + (n+1)H_2$	微量	0.0	6.7 ~ 7.2	13.7 ~ 14.5	0.0	露点 -6 ~ -18℃	78.3 ~ 79.5	—	—	XQ20	—	—	—	—	可燃，有毒	渗碳，光亮淬火、退火
	放热式-吸热式气氛	放热吸热	用甲烷制备氢，首先以接近完全燃烧的空气-甲烷混合比例产生 11 个体积的燃烧产物，去除水分后得到 9.225 体积的气体。第二步吸热式反应以 7.3 体积的上列燃烧产物和 1 个体积的甲烷混合反应产生 10.5 体积的气体	0.0 ~ 0.2	0.0	17	20	0.0	露点 -10 ~ -20℃	其余	—	—	FXQ20	—	501 502	—	—	可燃，有毒	渗碳，碳氮共渗，光亮淬火，复碳
$H_2-H_2O-N_2$	氨分解气	吸热式	$2NH_3 \rightarrow N_2 + 3H_2$，用催化剂，分解反应温度 850 ~ 900℃	0.0	0.0	0.0	75	0.0	露点 -50℃	25	—	—	FAQ50	AX	601	F1	JIA	可燃，无毒	钎焊，粉末冶金烧结，表面氧化物快速还原，不锈钢、硅钢光亮退火
	氨部分燃烧气氛（富气）	放热式	空气-氨比例约为 1.1:1	0.0	0.0	0.0	20	0.0	露点 +4.44 ~ -73℃	80	—	—	RAQ50	SAX rich	622	F2a	—	可燃，无毒	硅钢光亮退火，不锈钢处理，钎焊，粉末冶金烧结
	精净化吸热式气氛	吸热式	丙、丁烷与空气或水蒸气混合，在催化剂作用下进行吸热式反应。在气体产物中再通蒸汽，使 CO 转化为 CO_2，然后用碱液、乙醇胺溶液或分子筛除去 CO_2	0.05 ~ 2.0	0.0	0.05 ~ 1.0	50.0 ~ 99.8	0.0	0.0 ~ 3.5	余量	—	—	JXQ50	HX	—	—	—	可燃，无毒	低碳钢表面氧化物快速还原，不锈钢、硅钢光亮退火

续表 2.4-13

类别	名　称	反应类型	化学反应或制备原理	参考成分（体积分数）/%									各种分类法					安全性	用途
				CO_2	O	CO	H_2	CH_4	H_2O	N_2	Ar	He	中国	美国 Surface Combustion	美煤气协会（A.G.A）	Hotchkiss 和 Webber	前苏联		
$H_2-H_2O-N_2$	精净化吸热式气氛	放热式	普通放热式气，在有催化剂作用下，通蒸汽使 CO 转化为 CO_2，然后用碱液、乙醇胺溶液或分子筛除去 CO_2 贫气 富气	0.05 0.05	0.0 0.0	0.05 0.05	3.0 10.0	0.0 0.0	露点 -40℃	97 90	— —	— —	JFQ50 JFQ50	HNX lean HNX lean	— —	— —	— —	不可燃， 可燃	铜和低碳钢、不锈钢、硅钢无氧化淬火
$CO-CO_2-N_2$	用木炭制备的放热式气氛	放热式	木炭靠外部热源加热，然后通以空气生成的气氛 C + 2.38 空气 →CO + 1.88N_2	0.5	0.0	32~34	微量	0.0	0.06	其余	—	—	MQ40	—	—	—	ПТ-ВО	可燃，有毒	高碳钢光亮淬火、退火
N_2	用甲烷制备的净化放热式气氛	放热式	放热式贫气用硅胶、冷冻法、乙醇胺溶液、分子筛等吸收 CO_2、H_2O	0.0	0.0	0.7	0.7	0.0	露点 -40℃	98.6	—	—	JFQ70	HNX lean	201	G2c	ПСО-90	不可燃，无毒	铜和低碳钢光亮退火，中碳和高碳钢光亮退火、回火，高硅钢光亮退火
	用丙、丁烷制备的净化放热式气氛	放热式		0.05	0.0	1.8	1~2	0.0	0.0	其余	—	—	JFQ70	HNX lean	201	G2c	ПСО-90	不可燃，无毒	
	氨部分燃烧气氛（贫气）	放热式	$4NH_3$ + 15 空气→ $6H_2O$ + $14N_2$ 接近完全燃烧	0.0	0.0	0.0	1.0	0.0	露点 +4.4 ~ -73℃	99	—	—	JFQ7	SAX lean	621	F2b	—	不可燃，无毒	
	市售纯氮	空气液化分馏	用添加氢或氨分解气方式在钯分子筛和一定温度下与其中的 O_2 反应生成 H_2O，然后用分子筛除去 H_2O，未除 O_2 除去 O_2	0.0 0.0	0.2 0.0	0.0 0.0	0.0 1.0	0.0 0.0	露点 -7 ~ -35℃ -55℃	99.8 99.0	— —	— —	DQ70 DQ70			B_1 B_2	— —	不可燃，无毒	未净化者会引起氧化脱碳，净化者可用于钢的光亮淬火、退火、回火
	液氮蒸发气	空气液化精馏	空气液化精馏除 O_2（沸点 -183℃），在常压下冷至 -195.8℃，696.5 个体积的气态氮转化为一个体积的液态氮，使用时通过蒸发器气化	0.0	25 10^{-6}	0.0	0.0	0.0	露点 -57℃	其余	—	—	DQ70	—	—	—	—	不可燃，无毒	添加少量甲醇，可用于无氧化加热保护，亦可用于渗碳时的载气
	氮石分子筛空分氮（MSC 法）	吸附解析	利用 5×10^{-8} cm 分子筛对氮的优先选择吸附效应，把氮富集在分子筛的显微孔中，然后通过真空解析获得一定纯度的氮	0.0	1.0	0.0	0.0	0.0	露点 < -40℃	99	—	—	DQ70	—	—	—	—	不可燃，无毒	

续表 2.4-13

类别	名 称	反应类型	化学反应或制备原理	参考成分（体积分数）/%									各种分类法					安全性	用途
				CO_2	O	CO	H_2	CH_4	H_2O	N_2	Ar	He	中国	美国 Surface Combustion	美煤气协会（A.G.A）	Hotchkiss 和 Webber	前苏联		
N_2	碳分子筛空分氮（MSZ法）	选择吸附	利用氧在碳分子筛微孔中扩散速度比氮大的原理，分子筛优先吸附氧，剩余的气相即一定纯度的氮，碳分子筛一般采取变压吸附法（P.S.A法）再生	0.0	0.1~3.0	0.0	0.0	0.0	露点<-40℃	97~99.9	—	—	DQ70	—	—	—	—	不可燃，无毒	添加少量甲醇，可用做无氧化加热保护，亦可用于渗碳时的载气
	轻柴油燃烧净化气	放热式	用可使油极度雾化的燃烧喷嘴使其燃烧，燃烧产物用分子筛净化	0.0	0.	0.0	0.0	0.0	露点-55℃	99.9	—	—	DQ70	—	—	—	—	不可燃，无毒	
H_2	纯氢	电解水	未净化	0.0	0.2	0.0	99.8	0.0	露点-50℃	0.0	—	—	QQ60	—	—	A_1	—	可燃，无毒	不锈钢、低碳钢、电工钢、非铁合金退火，粉末冶金硬质合金烧结，不锈钢钎焊
			净化	0.0	0.0	0.0	100	0.0		0.0	—	—	QQ60	—	—	A_2	—		
有机液体热裂解气	甲醇热裂解气	吸热式	$CH_3OH \rightarrow CO + 2H_2$	微量	0.0	33	66	微量	微量	0.0	—	—	YLQ20 YLQ21	—	—	—	—	可燃，有毒	渗碳稀释气，一般加热保护，氮基气氛的添加气
	甲酸热裂解气	吸热式	$HCOOH \rightarrow CO + H_2 +$〔O〕	—	—	50	50	—	—	—	—	—	YLQ31	—	—	—	—	可燃，有毒	会引起氧化脱碳，可作为稀释气，配其他裂解气用于渗碳和保护
	乙醇热裂解气	吸热式	$C_2H_5OH \rightarrow CO + 3H_2 +$〔C〕	—	—	25	75	—	—	—	—	—	YLQ30 YLQ31	—	—	—	—	可燃，有毒	渗碳
	丙酮热裂解气	吸热式	$CH_3COCH_3 \rightarrow CO + 3H_2 + 2$〔C〕	—	—	25	75	—	—	—	—	—	YLQ31	—	—	—	—	可燃，有毒	
	异丙醇热裂解气	吸热式	$C_3H_7OH \rightarrow CO + 4H_2 + 2$〔C〕	—	—	20	80	—	—	—	—	—	YLQ30 YLQ31	—	—	—	—	可燃，有毒	渗碳富化气
	乙酸乙酯热裂解气	吸热式	$CH_3COOC_2H_5 \rightarrow 2CO + 4H_2 + 2$〔C〕	—	—	33.3	66.7	—	—	—	—	—	YLQ30 YLQ31	—	—	—	—	可燃，有毒	

续表 2.4-13

类别	名　称	反应类型	化学反应或制备原理	参考成分（体积分数）/%									各种分类法					安全性	用途
				CO_2	O	CO	H_2	CH_4	H_2O	N_2	Ar	He	中国	美国 Surface Combustion	美煤气协会（A.G.A）	Hotchkiss 和 Webber	前苏联		
有机液体热裂解气	丙胺热裂解气	吸热式	$2CH_3CH_2CH_2NH_2 \rightarrow 9H_2+6[C]+2[N]$	—	—	—	100	—	—	—	—	—	YLQ61	—	—	—	—	可燃，有毒	
	甲酰胺热裂解气	吸热式	650～700℃ $HCONH_2 \rightarrow NH_3+CO$ 400～600℃ $HCONH_2 \rightarrow HCN+H_2O$	—	—	50	NH_3 50	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	可燃，有毒	氮碳，共渗
	三乙醇胺热裂解气	吸热式	$(C_2H_4OH)_3N$ >500℃ $\rightarrow 2CH_4+3CO+HCN+3H_2$	—	—	33	34	22	—	—	—	HCN 11	—	—	—	—	—	可燃，有毒	
	尿素热裂解气	吸热式	$(NH_2)_2CO \rightarrow CO+2H_2+2[N]$	—	—	33	67	—	—	—	—	—	YLQ31	—	—	—	—	可燃，有毒	氮碳，共渗
惰性气体	氩		空气液化分馏[φ(Ar)0.933%]净化后装瓶	0.001	0.0	0.0	0.001	0.0	露点 -50℃	0.098	99.9	—	—	—	—	—	—	不可燃，无毒	高强度不锈钢、钛合金等热处理，氩弧焊
	氦		将天然气液化可提取 He，净化后装瓶	0.0	0.0	0.0	0.001	0.0	露点 -50℃	0.0	—	99.99	—	—	—	—	—	不可燃，无毒	钛合金和特殊不锈钢的热处理，氩弧焊
其他	真空			0.0	0.0	0.0	0.0	0.0	0.09～92 10^{-6}	0.0	—	—	—	—	—	—	—	不可燃，无毒	各种金属的热处理，钎焊，烧结
	二氧化碳		焦炭完全燃烧或其他工业副产品，液化后以瓶装供应	99.7	0.06	—	0.0	0.0	露点 -50℃	0.24	—	—	—	—	—	—	—	不可燃，无毒	铜及铜合金退火
	水蒸气			—	—	—	—	—	100	—	—	—	—	—	—	—	—	不可燃，无毒	蒸汽发蓝处理

表 2.4-14　制备可控气体燃料成分

顺序	气体燃料	成分（体积分数）/%											备　注
		CO_2	O_2	N_2	CO	H_2	CH_4	C_2H_6	C_2H_4	C_6H_6	C_3H_8	C_4H_{10}	
1	工业丙烷							2.2			97.3	0.5	
2	工业丁烷										6.0	94.0	
3	天然气	1.5	—	其余	—	0.08	97.5	0.6	—	—	0.19	—	$\varphi(H_2S)0.016\%$（中国自贡）
4	天然气	0.7	—	0.5	—	—	84.0	14.8	—	—	—	—	美国南加里弗尼亚
5	天然气	0.1	—	其余	2.9	4.2	87.0	—	—	—	—	—	前苏联
6	发生炉煤气	4.5	0.6	50.9	27.0	14.0	3.0	—	—	—	—	—	参考成分
7	高炉煤气	11.5	—	60.0	27.5	1.0	—	—	—	—	—	—	
8	焦炉煤气	2.2	0.8	8.1	6.3	46.5	32.1	—	3.5	0.5	—	—	
9	水煤气	5.5	0.9	27.6	28.2	32.5	4.6	—	0.4	0.3	—	—	

续表 2.4-14

顺序	气体燃料	成分（体积分数）/%											备　注
		CO_2	O_2	N_2	CO	H_2	CH_4	C_2H_6	C_2H_4	C_6H_6	C_3H_8	C_4H_{10}	
10	城市煤气	3.4	1.8	22.9	12.1	44.0	14.1	—	—	—	—	—	C_nH_m 1.8%，S＜130 mg/m³（上海 1962.9.19）
11	发生炉煤气	—	其余	26～30	11～12	1～4	—	—	—	—	—	—	除去 CO_2，第一汽车制造厂
12	煤油热分解分裂气	0.5	—	其余	12～18	66～70	10～20	—	—	—	—	—	$\varphi(C_nH_m)$ 2%～5%

丙烷一般有两种来源。一种是石油炼制时分离出来的气体，另一种是从油田气中经压缩分离而得到的气体。（正）丁烷则多是石油炼制分离的气体，来源于炼油厂的丙、丁烷通常呈混合状态。图 2.4-53 所示为按各种比例的混合丙、丁烷液化气的饱和蒸汽压随温度的变化。

丙烷和丁烷的优点是在常温下易加压液化，运输和储存都很方便。制备可控气氛（尤其是吸热式气氛）用的丙、丁烷应有较高的纯度（体积分数＞90%）。一般炼厂气中丙、丁烷含量较低，常杂有较多的乙烯、丙烯和其他不饱和烃，在发生炉中易形成炭黑和结焦，使催化剂迅速失效。表 2.4-15 为可用来制备可控气氛的气体燃料及其性质。表 2.4-16 所列为液化石油气中可能包含的各种烃类气体的性质。表 2.4-17 为有机液体化合物的性质。

油田气主要含饱和烃类气体，经液化分离后可使丙烷达到很高的纯度。这种气体最适宜作为制备可控气氛的燃料。

常用来制备可控气氛或以直接滴注方式进行渗碳的液体原料为：醇类（甲醇、乙醇、丙醇、异丙醇等）、烃类（苯、甲苯、煤油等）、丙酮、醋酸酯类及乙醇胺类等。也可以将这些液体进行炉外燃烧（放热反应）或裂解（吸热反应）成一定成分的气体通入炉中施行保护加热或渗碳。

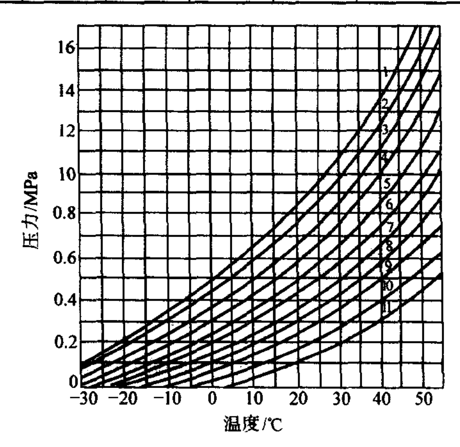


图 2.4-53　丙烷、丁烷混合气体在不同混合比（体积分数）和不同温度下的饱和蒸气压

1—100C_3H_8；2—90%C_3H_8＋10%C_4H_{10}；
3—80%C_3H_8＋20%C_4H_{10}；4—70%C_3H_8＋30%C_4H_{10}；
5—60%C_3H_8＋40%C_4H_{10}；6—50%C_3H_8＋50%C_4H_{10}；
7—40%C_3H_8＋60%C_4H_{10}；8—30%C_3H_8＋70%C_4H_{10}；
9—20%C_3H_8＋80%C_4H_{10}；10—10%C_3H_8＋90%C_4H_{10}；
11—100%C_4H_{10}

表 2.4-15　可用来制备可控气氛的气体燃料及其性质

序号	气体燃料	密　度			常压下的沸点/℃	发热值/kJ·m⁻³	液体化/m³·L⁻¹	气量/m³·kg⁻¹	蒸气压力/atg①			在高温下的爆炸范围（燃气的体积分数）			最低着火温度/℃	完全燃烧所需空气与燃气比例
		空气＝1	液态/kg·L⁻¹	气态/kg·L⁻¹					－18℃	＋21℃	＋38℃	下限	上限	范围		
1	甲烷	0.554	—	—	－162	37 704	—	—	—	—	—	5.00	15.00	10.00	632	9.52
2	丙烷	1.520	0.510	—	－42	96 976	0.278	0.583	1.68	7.85	13.72	2.10	10.10	8.00	481	23.82
3	丁烷	2.070	0.575	—	－11～7～0.5	125 818	0.238	0.408	－0.28	1.89	3.85	1.86	8.41	6.55	441	30.47
4	工业丙烷	—	—	1.95	—	88 616	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—
5	工业丁烷	—	—	2.51	—	110 352	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—
6	天然气	—	—	0.82	—	39 459	—	—	—	—	—	4.90	15.00	10.10	550～750	10.47
7	发生炉煤气	—	—	1.10	—	5 246	—	—	—	—	—	6.50	36.00	29.50	—	1.23
8	高炉煤气	—	—	1.31	—	3 428	—	—	—	—	—	35.00	74.00	39.00	—	0.68
9	焦炉煤气	—	—	0.57	—	20 210	—	—	—	—	—	5.60	30.40	24.80	—	4.99
10	水煤气	—	—	0.90	—	9 280	—	—	—	—	—	6.00	70.00	64.00	—	2.01
11	氨	0.590	0.610	—	—	16 636	0.860	1.411	1.10	7.98	13.80	16.00	27.00	11.00	780	3.57
12	氢	0.069	—	—	－253	12 456	—	—	—	—	—	4.00	74.20	70.20	570	2.38

①　atg 为表压力，1 at＝98.066 5 kPa。

表 2.4-16　液化石油气中各组分的物理化学性质

性　质		气体组分					
		丙烷	丙烯	正丁烷	异丁烷	正丁烯	异丁烯
分子式		C_3H_8	C_3H_6	C_4H_{10}	C_4H_{10}	C_4H_8	C_4H_8
化学结构式		C—C—C	C—C═C	C—C—C—C	C ｜ C—C—C	C—C—C═C	C ｜ C═C—C
相对分子质量		40.064	42.078	58.120	58.120	56.104	56.104
熔点/℃		-187.70	-185.25	-138.35	-159.60	-185.35	-140.35
沸点/℃		-42.07	-47.70	-0.50	-11.27	-6.26	-6.90
液态密度(15.6℃)/$g \cdot cm^{-3}$		-0.507 7	0.521 8	0.584 4	0.563 1	0.601 1	0.600 2
气体相对密度（15.6℃，0.1 MPa，空气=1）		1.543	1.453	2.071	2.067	1.936 8	1.936 6
气体发生量	$m^3 \cdot L^{-1}$	0.273	0.284	0.238	0.280	0.253	0.254
	$m^3 \cdot kg^{-1}$	0.542	0.537	0.407	0.407	0.420	0.352
发热值（低）	$kJ \cdot kg^{-1}$	46 022	45 466	45 382	45 382	44 968	48 563
	$kJ \cdot kg^{-1}$	88 240	81 176	115 368	115 075	107 133	121 404
蒸发潜热/（kJ/kg））		426	437	385	366	404	394
燃烧范围（在空气中）（体积分数）/%	上限	9.50	11.10	8.41	8.44	9.00	—
	下限	2.37	2.00	1.86	1.80	1.70	—
完全燃烧需要空气量/$m^3 \cdot m^{-3}$		23.85	21.84	31.03	31.03	28.58	28.58
燃烧产物/$m^3 \cdot m^{-3}$	CO_2	3.0	3.0	4.5	4.0	4.0	4.0
	H_2O	4.0	3.0	5.0	5.0	4.0	4.0
	H_2	18.86	16.98	24.52	24.52	22.58	22.58
	合计	25.86	22.98	33.52	33.52	30.58	30.58
最高火焰温度/℃		1 925	1 935	1 895	1 900	1 930	—
最高火焰速度（1in 管）/$m \cdot s^{-1}$		0.81	1.01	0.825	0.825	—	—

表 2.4-17　有机液体化合物的性质

有机液体	分　子　式	相对分子质量	相对密度	熔点/℃	沸点/℃	闪点/℃	自燃点/℃	燃烧范围（体积分数）/%		发热值/$kJ \cdot mol^{-1}$
								上限	下限	
甲醇	CH_3OH	32	0.791	-97.8	64.7	~0	475	6.72	36.5	714
乙醇	C_2H_5OH	40	0.789	-117.0	78.3	12	404	3.28	18.95	1 369
丙醇	$CH_3OH_2CH_2OH$	60	0.804	-126.0	97.2	15	432	2.15	13.50	2 014
异丙醇	$(CH_3)_2CHOH$	60	0.786	-89.5	82.2	12	457	2.02	11.80	1 985
乙酸乙酯	$CH_3CO_2C_2H_5$	88	0.901	-84.0	77.15	-5	484	2.18	11.40	2 244
苯	C_6H_6	78	0.879	5.5	80.2	-16	580	1.40	7.10	3 270
甲苯	$C_6H_5CH_3$	92	0.867	-95.0	110.6	5	553	1.27	6.75	3 905
二甲苯	$C_6H_4(CH_3)_2$	106	0.861~0.880	47.9~13.2	138~144	~20	500	1.00	6.00	4 563
煤油	—	—	0.810~0.840	<-10	110~325	28	435	1.00	7.50	43 054~45 980
甘油	$C_3H_5(CH)_3$	92	1.260	17.0	290	160	7 200	—	—	1 659
丙酮	CH_3COCH_3	58	0.791	-95.0	56	-20	500	2.55	1 280	1 784
甲酸（蚁酸）	HCOOH	46	1.220	8.4	100.7	—	—	—	—	262
甲酰胺	$HCONH_2$	45	1.133	2.5	193	—	—	—	—	564
丙胺	$CH_3CH_2CH_2NH_2$	59	0.719	-83.0	48~49	—	—	2.01	10.35	2 334
三乙醇胺	$N(C_2H_4OH)_3$	149	1.124	21.2	277~279	—	—	—	—	3 865

(2) 吸热式气氛

吸热式气氛是应用最多的一种可控气氛。其主要优点是易于实现碳势控制。吸热式气氛一般用来作为渗碳时的稀释气体（载气）或中、高碳钢加热时防止氧化脱碳的保护气体，亦可用来施行钢材和钢制件的复碳。

吸热式气氛的制备过程是将气体燃料（天然气、液化石油气、城市煤气等）与空气（完全燃烧程度20%～40%）混合，在有催化剂（一般用镍催化剂）作用的条件下，借外部加热反应而生成。反应温度高达1 000～1 050℃。图2.4-54所示为各种气体碳氢化物在不同燃烧程度下的气体组成。

吸热式气氛分为一般吸热式和净化吸热式两类。净化吸热式气是将以上述方法制备的气体再次和水蒸气混合，在催化剂作用下使其中的 CO 转化 CO_2，然后再经过吸收 CO_2、冷冻、干燥后所得到的气体。图2.4-55所示为这两种气氛的制备过程。

图2.4-54　以不同空气/可燃气比例制备的气体各组分间的关系

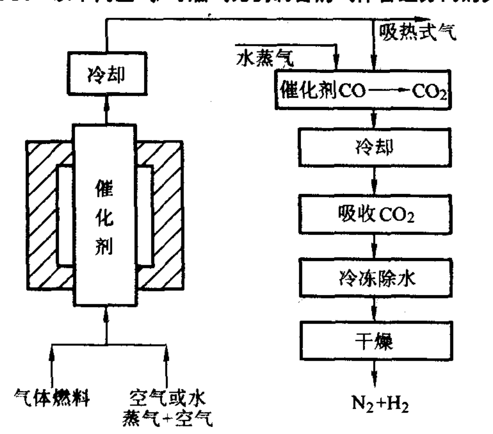


图2.4-55　吸热式气氛的制备过程

普通吸热式气氛的缺点是容易引起铬的氧化，和空气混合时在低温易发生爆炸，在低温易形成炭黑。大多数不锈钢都不宜用它施行加热时的保护。

用主要含饱和烃的液化石油气、天然气为原料制备的吸热式气氛，其化学反应通式为

$$C_mH_n + m/2\,(O_2 + 3.76N_2) = mCO + n/2H_2 + 1.88mN_2 \tag{2.4-28}$$

天然气、丙烷、丁烷和空气混合后，在发生炉反应罐中的反应为

$$CH_4 + 2.38\,(0.21O_2 + 0.79N_2) = CO + 2H_2 + 1.88N_2 + 317\,680\ J \tag{2.4-29}$$

$$C_3H_8 + 7.14\,(0.21O_2 + 0.79N_2) = 3CO + 4H_2 + 5.64N_2 + 227\,505\ J \tag{2.4-30}$$

$$C_4H_{10} + 9.52\,(0.21O_2 + 0.79N_2) = 4CO + 5H_2 + 7.52N_2 + 399\,244\ J \tag{2.4-31}$$

图2.4-56所示为吸热式气氛发生炉结构示意图。制备吸热式气氛的流程示于图2.4-57。表2.4-18所列为用各种原料气制备的吸热式气氛成分及气体发生量。

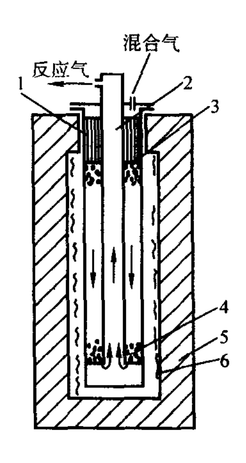


图2.4-56　套管式反应罐示意

1—耐火砖；2—内套管；3—反应罐；4—催化剂；5—加热炉；6—电热体

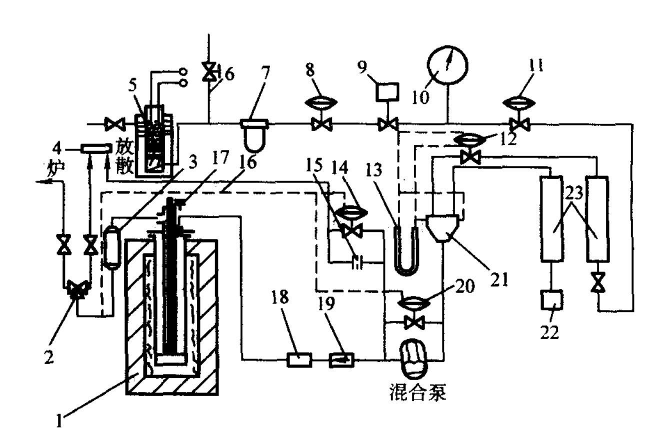


图2.4-57　制备吸热式气氛的流程

1—发生炉；2—三通转向阀；3—冷却器；4—点火棒；5—液化石油气蒸发器；6—放气管；7—过滤器；8—一次减压阀；9—电磁阀；10—电接点压力表；11—二次减压阀；12—零压调节器；13—零压表；14—放散调节器；15—喉管；16—压力反馈管；17—防爆头；18—灭火器；19—逆止阀；20—旁通调节器；21—混合器；22—空气滤清器；23—流量计

表 2.4-18 吸热式气体成分和气体发生量

燃料	混合比（空气/燃料）	气体组成（体积分数）/%							露点/℃	气体发生量	
		CO_2	O_2	CO	H_2	CH_4	N_2	H_2O		$/m^3_{气体}\cdot m^{-3}_{燃料}$	$/m^3_{气体}\cdot kg^{-1}_{燃料}$
天然气	2.5	0.3	0.0	20.9	40.7	0.4	余量	0.6	0	5	7
丙烷	7.2	0.3	0.0	24.0	33.4	0.4	余量	0.6	0	12.6	6.41
丁烷	9.6	0.3	0.0	24.2	30.3	0.4	余量	0.6	0	16.52	6.38
城市煤气①	0.4～0.6	2～0	0.0	27～25	48～41	3～2	余量	0.12	～20	—	—

① 该数字系根据化学反应粗略计算结果，计算采用的城市煤气成分体积分数（%）为：CO_2 2～4，O_2 0.5～1.0，C_mH_n 2～3，CO 15～20，H_2 45～55，CH_4 20～30，S 43～57 mg/m^3。

吸热式气体的反应并非完全地吸热，而是包含着放热。此反应分两步骤进行。首先部分燃料气体和空气混合燃烧，这属于放热反应；第二步为剩余的燃料和最初形成的水分与二氧化碳反应得到氢和一氧化碳，这才是吸热反应，故使气体反应完全，获得尽可能低的甲烷、水蒸气和二氧化碳含量，就还需要较高的反应温度和高效能的催化剂。图 2.4-58 所示为在直通式发生炉反应罐催化剂层内、罐壁和中心温度分布以及气体成分变化情况。

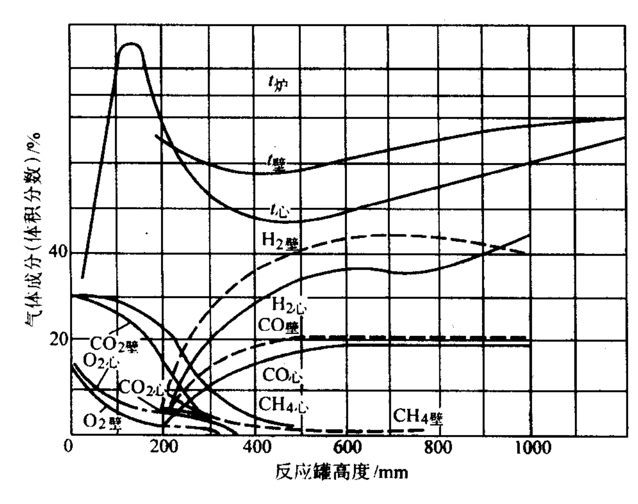


图 2.4-58 在直通式发生炉反应罐催化剂层内靠罐壁和中心的温度和气体成分的变化

（气体发生量为 31 m^3/h，$t_{炉}$ 为发生炉的控制温度；$t_{壁}$ 和 $t_{心}$ 分别为罐壁和中心温度）

由于气体中含有大量一氧化碳，在缓慢冷却过程（704～482℃）中会发生形成炭黑和二氧化碳的逆反应，即

$$2CO \longrightarrow C + CO_2 \tag{2.4-32}$$

这对于保证气氛的碳势和发生炉的正常工作都是不利的。因此从发生炉罐出来的气体应在水冷套冷却器中迅速冷却至 315℃以下。

维持催化剂的清洁和活性是保证气氛露点和碳势合乎要求的极为重要的问题。在实际生产过程中，发生炉罐内完全不产生炭黑是不可能的，尤其是使用品位较低的丙烷或丁烷时更是如此。所以通常在周末要对发生炉进行一次烧去炭黑的操作。为此可将发生炉温度降至 850～900℃，然后通入空气 1～2h，直至排出气体中的二氧化碳降到最低为止。

（3）放热式气氛

放热式气氛是所有制备气氛中最为便宜的一种，应用范围较广，设备维护简便。

放热式气氛可分为普通放热式和净化放热式两大类。普通放热式气又可依燃料气体和空气混合的多寡分为贫气和富气两种。净化放热式气也可分为以氮为基的气氛和以氮氢为基的气氛两种。

普通放热式富气具有强脱碳性。当制备气体时完全燃烧系数为 65%时，在 870℃的炉内，碳势不超过 0.02%（质量分数）。除去燃烧产物中的水分后，气氛中的组分并未达到平衡，通入炉内时，由于水煤气反应仍然会产生水分，这种气氛中的 CO 不稳定，在 425～650℃范围内缓慢冷却时还会析出炭黑。

放热式气氛是用气体燃料和空气混合的部分燃烧方式制成（完全燃烧程度 55%～98%）。未燃烧的碳氢化合物裂解成 H_2 和 CO。而燃烧部分形成 H_2O 和 CO_2。最后把气体通过用水冷却的冷凝器以降低露点（减少水分）。靠冷冻或吸收剂使露点进一步降低。例如：气体从 1 090～1 430℃的燃烧温度冷却到 20℃，可使水分从 18%降到 2.5%，冷却到 -45℃ 时，水分可降到 0.01%以下，放热式气氛的制备过程示于图 2.4-59。

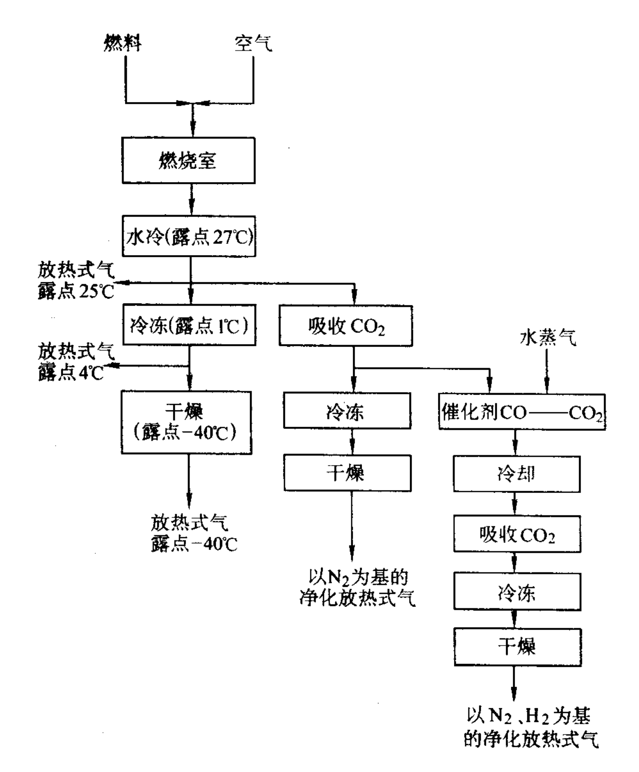


图 2.4-59 放热式气氛的制备过程

将放热式贫气用化学吸收剂（NaOH 水溶液或乙醇胺溶液）或分子筛除去 CO_2 和残余的水分，便可得到以氮为基的净化放热式气。

将以氮为基的净化放热式气中的 CO 在催化剂作用下和水蒸气反应，生成 CO_2 和 H_2，然后再以化学吸收剂或分子筛除去 CO_2，便可成为不含碳分、以氢和氮为基的气体。

天然气、丙烷、丁烷和空气混合完全燃烧的化学反应

$$CH_4 + 9.52\ (0.21O_2 + 0.79N_2) = CO_2 + 2H_2O + 7.52N_2 \quad (2.4\text{-}33)$$

$$C_3H_8 + 23.81\ (0.21O_2 + 0.79N_2) = 3CO_2 + 4H_2O + 18.8N_2 \quad (2.4\text{-}34)$$

$$C_4H_{10} + 30.95\ (0.21O_2 + 0.79N_2) = 4CO_2 + 5H_2O + 24.47N_2 \quad (2.4\text{-}35)$$

以丙烷为例，当完全燃烧程度约为0.6时，则制备放热式富气的反应为

$$C_3H_8 + 14(0.21O_2 + 0.79N_2) = 0.96CO_2 + 2.04CO + 1.92H_2O + 2.08H_2 + 11.06N_2 \quad (2.4\text{-}36)$$

即一个体积的丙烷气体和14个体积的空气混合，其不完全燃烧产物体积为18.06。除去水分后的放热式气体体积为16.14。

若丙烷的完全燃烧程度为90%时，制备放热式贫气的反应为

$$C_3H_8 + 22(0.21O_2 + 0.79N_2) = 2.57CO_2 + 0.43CO + 3.67H_2O + 0.33H_2 + 17.38N_2 \quad (2.4\text{-}37)$$

即一个体积的丙烷气体与22个体积的空气混合，其燃烧产物体积为24.38。除去水分后的放热式气体体积为20.71。

按照不同的燃烧程度，制备放热式气氛时空气与燃料的混合比应为：

甲烷(天然气)5～10;丙烷12～24;丁烷15～31。

表2.4-19所列为用天然气和液化石油气制备的各类放热式气氛的参考成分。

(4) 放热－吸热式气氛　放热－吸热式气氛含氢较低，可在一定程度上减少被加热钢材的氢脆倾向，其制备成本介于吸热式和放热式气氛之间。

表2.4-19　各类放热式气氛的参考成分

气体各类		气体成分（体积分数）/%					露点/℃
		N_2	CO	CO_2	H_2	CH_4	
普通放热式	贫气	86.8	1.5	10.5	1.2	—	-4.5+4.4
	富气	71.5	10.5	5.0	12.5	0.5	-4.5+4.4
净化放热式贫气（氮基）		98.6	0.7	0.7	—	—	-40
精净化放热式气（氮氢基）	贫气	其余	0.05	0.05	3	—	-40
	富气	其余	0.05	0.05	10	—	-40

放热－吸热式气氛制备流程示于图2.4-60。这种气氛的制备分两个步骤来完成。首先将燃料和空气混合，在燃烧炉中进行放热式燃烧。生成的燃烧产物再次与少量燃料混合，然后在盛有催化剂的反应罐内进行吸热式反应。产生的气体冷却后便成为放热或吸热式气氛，其成分见表2.4-20。

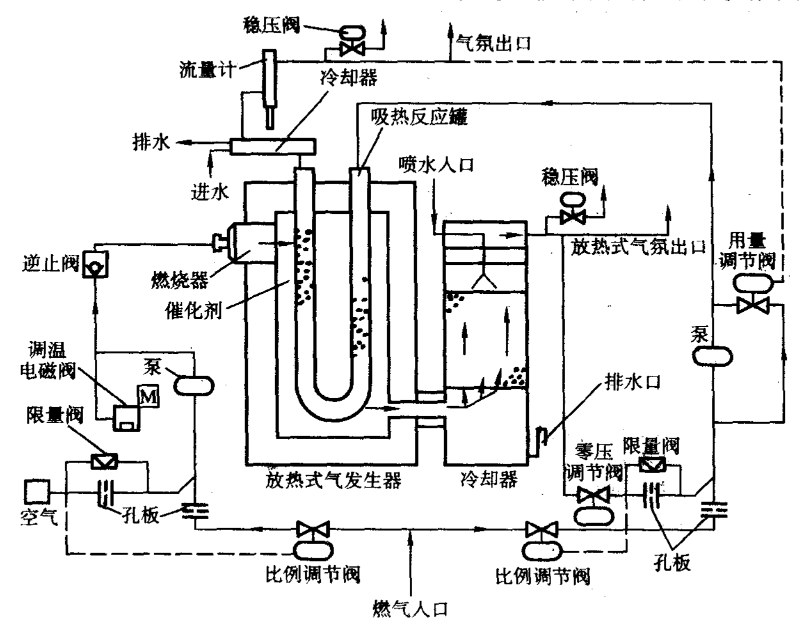


图2.4-60　放热－吸热式气氛制备流程

初次燃烧的空气/燃料混合比较近于完全燃烧，在正常情况下产生0.5%CO或O_2（体积分数）。如以天然气作为原料，可产生11倍体积的燃烧产物，除去水分减少到9.2倍的体积。在第二步反应中，以7.3个体积的燃烧产物和1个体积的天然气产生10.5个体积的气体，其成分（体积分数）(%) 为CO_2 0～0.2，CO 17，H_2 其余。

用这种发生器制备吸热式气氛时的反应温度约为1 100℃。制备放热式气氛时，最低工作温度为925℃。当完全燃烧程度约90%时，产生的气体成分（体积分数）(%) 为：CO_2 10，H_2 20，N_2 2.0～2.5，CO 1.5～2.0，N_2 36～87。

制备放热式气氛时，为了避免温度过度升高，需要把燃烧产物再次通入燃烧设备。相反，需要维持高温度时，则必须将部分放热式气放空。

由制备放热式气转为制备吸热式气时，大约需要半小时，以达到平衡。

表2.4-20　放热－吸热式气氛的成分

类别	气体成分（体积分数）/%					露点/℃	制备100 m^3 气体需要的天然气/m^3
	N_2	CO	CO_2	H_2	CH_4		
贫气	63.0	17.0	0.0	20.0	0.0	-57	12
富气	60.0	19.0	0.0	21.0	0.0	-46	22

(5) 用氨制备的气氛

用氨制备的气氛可分为氨加热分解和燃烧制备两大类。后者又可分为近完全燃烧和部分燃烧两种。表2.4-21所列为这几种气体的成分。

氨制备气体在可控气氛中属于较贵的一种。其优点是质地纯洁，制备过程简单，比瓶装气体容易净化，对各种碳含

量的钢都呈中性（在足够低的露点时）。其缺点是制备成本高，可燃范围广（完全燃烧气体除外），有残余未分解氨，对炉子构件有轻微渗氮作用。

1）氨加热分解气，制备氨分解气氛的原料是液态氨。液氨气化后，在800～900℃会发生如下的催化热分解反应

$2NH_3 + 91\,960\ J = N_2 + 3H_2$

表 2.4-21 氨制备气氛的成分

类别	成分(体积分数)/%		露点/℃	制备 100 m³气体需要的 HN_3/kg	安全性
	N_2	H_2			
氨加热分解气	25	75	-51	36.4	可燃，易爆
氨近完全燃烧气	99	1	+4.4～73	22.2	中性，不可燃
氨部分燃烧气	80	20	+4.4～-73	24.2	可燃

在20℃，0.1 MPa下，1 kg的液氨可气化成1.39 m³的气体。把这些气体通过氨分解装置可得到2.78 m³的分解气体。

氨在320℃实际上即已开始分解。分解的速度随温度升高而增加。氨分解的最高温度可达980～1 000℃。这是根据分解速度要求和反应罐寿命而综合考虑的。分解温度越高，对氨的完全分解越有利。当分解温度为900～1 000℃时，残余氨可降到0.025%（体积分数）以下。

图2.4－61所示为氨分解装置的流程。液态氨通过蒸发器转化为气体。当氨的温度低于－12℃时，蒸发器也是维持气体压力的热源。在－12℃，液氨密度为0.66 kg/L，气化后的压力可达1 100 kPa。把氨蒸气减压后通入热分解炉罐中（内盛镍或铁催化剂），于900～980℃进行分解。分解出来的气体先通入蒸发器作为液氨蒸发的热源，气体本身也同时得到冷却。最后将气体再次冷却和干燥到所需露点后即可用管道通往用气点。

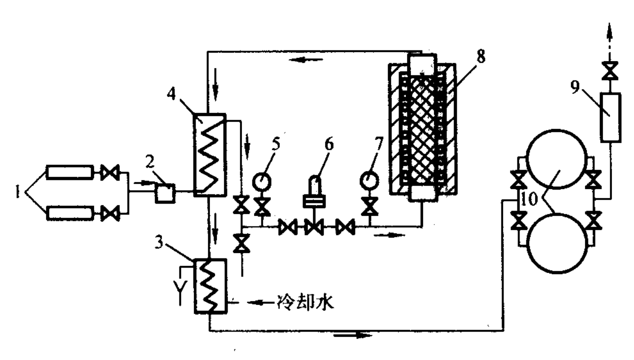


图 2.4-61 氨分解装置流程

1—液氨瓶；2—过滤器；3—冷却器；4—蒸发器；5—压力表；6—减压阀；7—压力表；8—分解炉；9—流量计；10—干燥器

2）氨燃烧制备气氛，氨燃烧气氛的制备可采取两种方式：氨预先分解和氨直接燃烧。

氨和18℃的空气混合的燃烧范围（体积分数）下限为16.1%，上限为26.4%。混合气体的着火温度约为780℃。由于燃烧范围小，着火温度又高，发热值又较低（14 003 kJ/m³），不能维持高的燃烧温度。这就给直接燃烧制备法带来困难。因此，在生产中多采用氨预先分解燃烧的方法。

分解氨中含有$\varphi(H_2)$75%和$\varphi(N_2)$25%，具有很宽的燃烧范围：下限为4.0%（体积分数），上限为74.2%（体积分数）。因此，当空气和氨分解气的比例变动时仍会保持稳定的燃烧，启动时也容易点火。

氨直接燃烧的完全燃烧反应为

$$NH_3 + 3.57\ (0.21O_2 + 0.79N_2) = 1.5H_2O + 3.32N_2 \tag{2.4-38}$$

即1 m³ NH_3需3.57 m³空气。燃烧后产生4.84 m³的产物。其中含有$\varphi(N_2)$69%和$\varphi(H_2O)$31%。

氨预先分解和空气混合完全燃烧的反应为

$$0.75H_2 + 0.25N_2 + 1.8\ (0.21O_2 + 0.79N_2) = 0.75H_2O + 1.67N_2 \tag{2.4-39}$$

即1 m³的氨分解和1.8 m³空气混合，燃烧后产生2.42 m³的产物。其中含有$\varphi(N_2)$69%和$\varphi(H_2O)$31%。如果以与1 m³气体燃烧

$$K = \frac{混合的空气体积\ (m^3)}{完全燃烧时与1\ m^3气体燃料混合的空气体积\ (m^3)}$$

代表完全燃烧程度，则在部分燃烧时的反应可表达为

$$NH_3 + 3.57(0.21O_2 + 0.79N_2) = 1.5KH_2O + 1.5(1-K)H_2 + 3.57\times0.79KN_2 + 0.5N_2 \tag{2.4-40}$$

$$0.75H_2 + 0.25N_2 + 1.8K(0.21O_2 + 0.79N_2) = 0.75KH_2O + 0.75(1-K)H_2 + 0.79\times1.8KN_2 + 0.25N_2 \tag{2.4-41}$$

由此可以计算出各种燃烧程度的气体成分。

图2.4-62所示为在各种情况下的干燥气体成分和湿气体成分以及燃烧产物体积。

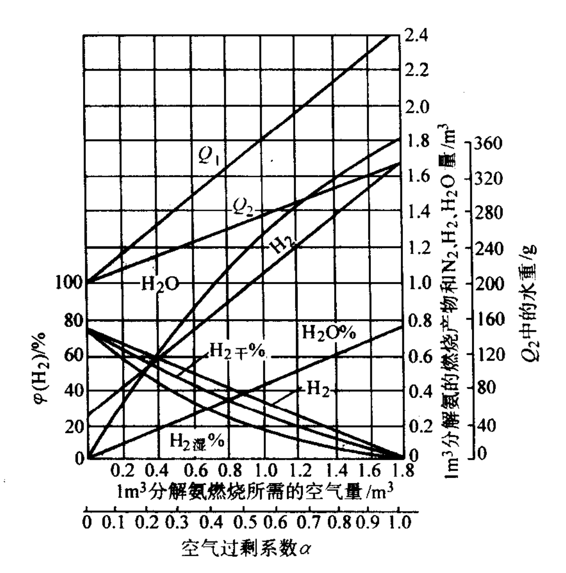


图 2.4-62 氨燃烧气氛的燃烧产物体积和气体成分

Q_1为湿燃烧产物体积；Q_2为干燃烧产物体积

图2.4-63所示为氨预先部分燃烧气氛的制备工艺流程。液氨蒸发后在分解炉中分解成H_2和N_2，再与空气混合，在燃烧室中进行接近完全燃烧或部分燃烧，最后施行燃烧产物的冷却和干燥。由燃烧室出来的气体温度可达1 200～1 300℃，经冷却水套冷至500～600℃，再在管状冷却器中冷到20～25℃。与20℃露点相对应的水分含量为0.7%（质量分数）。进一步干燥可使用硅胶、分子筛等吸收剂，使水分含量降至0.01%（质量分数）以下，相应的露点为－40～－50℃。

图2.4-64所示为制备氨直接燃烧气氛的工艺流程。氨与一定量的空气混合，在有催化剂的燃烧炉中燃烧，燃烧温度约为820℃。

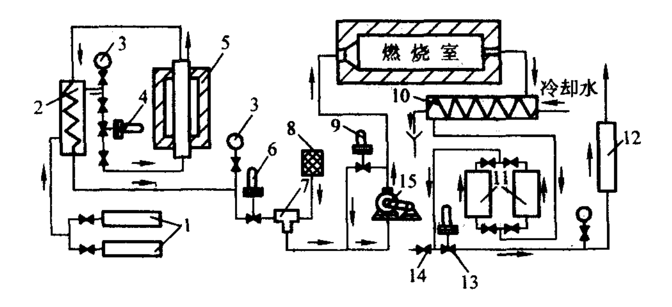


图 2.4-63　氨预先分解部分燃烧气氛的制备流程

1—液氨瓶；2—蒸发器；3—压力表；4—减压阀；5—分解炉；6—零压调节器；7—混合器；8—空气滤清器；9—循环调节器；10—冷却器；11—干燥器；12—流量计；13—稳压器；14—取样阀；15—鼓风机

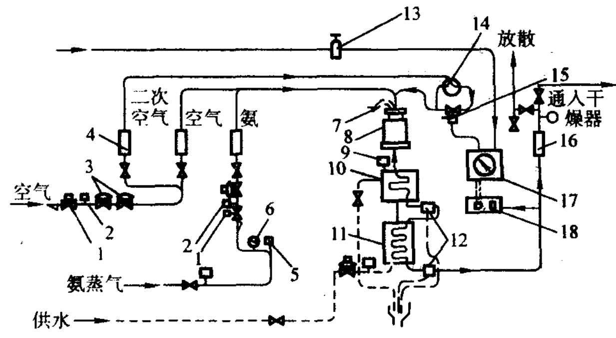


图 2.4-64　氨直接燃烧制备气氛的流程

1—电磁阀；2—压力开关；3—压力调节器；4—流量计；5—高压释放阀；6—压力表；7—点火器；8—燃烧炉；9—压力释放阀；10—热交换器；11—冷凝器；12—除水器；13—过滤器；14—旁通阀；15—自动控制阀；16—H_2+N_2流量计；17—记录控制仪；18—气体分析仪

（6）氮基气氛

通常，含氮在95%（体积）以上的制备气氛被称做氮基气氛。用甲烷、丙烷和丁烷以及轻柴油雾化燃烧净化，氨部分燃烧净化，空气液化分馏，沸石分子筛（MSC法）或碳分子筛（MSZ法）空气分离制氮法及空气薄膜分离法等都可以制备出氮基气氛。习惯上氮基气氛主要指空气液化分馏、分子筛空气分离和空气薄膜分离法制备的纯氮。

1）空气液化分馏制氮法　制备气氛的流程示于图2.4-65。用无油润滑压缩机2通过滤清器1自大气吸入空气，制备氮气时增压到0.6 MPa（表压），制备液氮时增压到1 MPa（表压）。压缩后的空气经冷却通入稳压容器4。用二个交替

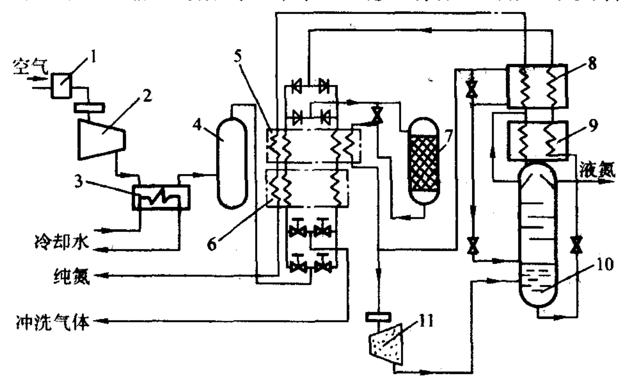


图 2.4-65　空气液化分馏制备氮流程图

1—空气滤清器；2—空气压缩机（无润滑油）；3—冷却器；4—调压容器；5，6—交替使用的热交换器；7—气相吸收器；8—液化器；9—冷凝器；10—精馏塔；11—空气膨胀涡轮机

工作的热交换器E_{2a}、E_{2b}，用排出的冲洗气体对空气施行连续冷却。其中的二氧化碳和水汽凝结在散热片式热交换器的通空气的管壁上，随后升华进入冲洗气流。随空气带入的乙烯和其他烃类气体杂质可在气相胶体吸收器中清除。

依靠部分空气在膨胀涡轮机11中的膨胀而制冷，以补偿向大气的热泄漏和热交换器中的热损失。从涡轮机排出的空气从底部通入精馏塔10。

部分空气流自热交换冷端，流过单独的管道以保持热平衡。空气在液化器中靠反向流动的冲洗气体冷却，在进入精馏塔10的底部之前形成氮气流。

富氧的液体自精馏塔10底部排出，通过膨胀阀进入冷凝器9。从精馏塔顶流出的部分氮气产品在此冷凝，并回流到精馏塔。富氮液在冷凝器9中气化，直接通入液化器8。在此和通入精馏塔的纯净空气进行热交换而被加热。

从塔顶流出的氮气产品进入液化器，在最终离开制备系统前再次通过可逆式热交换器的不可逆管路。最后液氮产品可从精馏塔取出。

使用液氮时，运输和储存都比较便利。液氮通常由气体厂供应。在热处理车间厂房外设液氮储罐。使用时，液氮经蒸发器气化后由管道通到用气设备。

图2.4-66所示为液氮的两种储存蒸发系统。

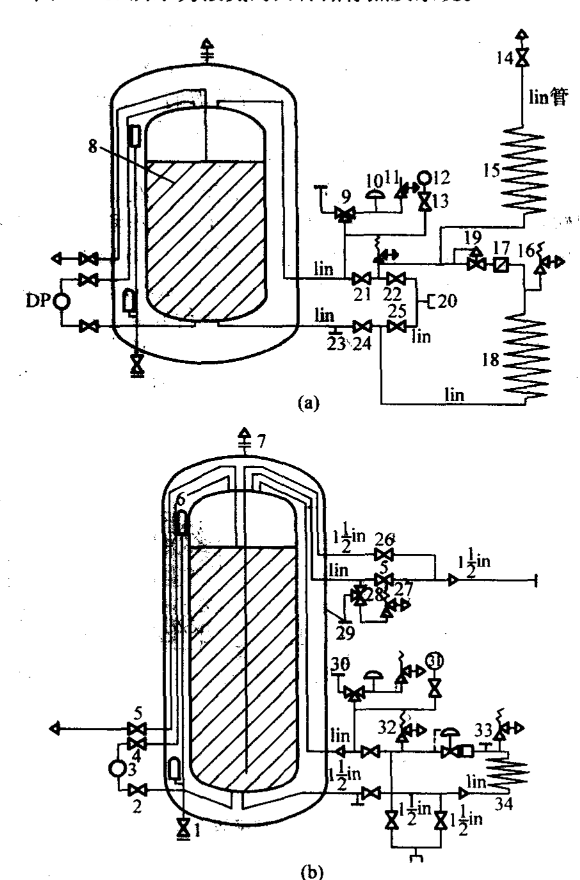


图 2.4-66　液氮容器容积小于25 m³的带过热器的蒸发系统（a）和40～400 m³容积的过热器分离的蒸发系统（b）

1—内罐；2—外罐外气阀；3—真空阀；4—取样阀；5—断路阀；6—三通阀；7—液体排放隔离阀；8—液位显示器阀；9—容器断路阀；10—液位显示器阀；11—容器断路阀；12—顶部充液阀；13—低部充液阀；14—液位显示器；15—压力表隔离阀；16—真空过滤器；17—容器安全阀；18—防爆膜；19—三通阀；20—内罐安全阀；21—管道安全阀；22—管道安全阀；23—防爆膜；24—突发事故阀；25—补充接头；26—有封盖的放散接头；27—压力控制阀；28—升压蒸发器；29—挡流板；30—过滤器；31—压力表；32—排液口；33—截止阀或调节阀；34—过热蒸发器

2）分子筛空气分离制氮法　分子筛分离空气制氮有两种工业方法，即沸石分子筛（MSZ）法和碳分子筛（MSC）法。其主要差别是所用吸附剂和吸附原理不同。

沸石分子筛为高效能、高选择性晶体吸附剂。其分子通式为$Mex/n-[(AlO_2)_x(SiO)_y]\cdot m-H_2O$。其中 x/n 为能置换原子价的阳离子数，m 为结晶水的分子数。这种铝硅酸盐体内含大量结晶水。加热到一定温度后，失去结晶水，晶体内便形成大量孔穴。其尺寸和形状大致相同，相互间又有大小相当的孔道连接。按孔径大小，MSZ 可分为 3Å 型、4Å 型和 5Å 型。制氮时多用 5Å 型分子筛［孔径为 5×10^{-8} cm (5Å)］。

MSC 亦为性能良好的晶体吸附剂，是以无烟煤为原料，粉碎后经 0.080 mm（180 目）过筛的煤粉，加入碱性纸浆废液作黏结剂，制成直径为 2～3 mm 的小丸，置于风口处阴凉干燥，然后经加热氧化、通氮碳化、活化等干馏处理而成。

气体氧分子直径为 2.8×10^{-8} cm（2.8Å），都可进入 5Å 型分子筛孔道。但氧通过 5Å 型分子筛孔穴，即使被吸附，也是暂时的，而氮却能牢固地吸附在孔穴内壁，选择性优先吸附的是氮。

碳分子筛的吸附原理是利用氧和氮的扩散速度差。氧分子直径比氮分子小，其扩散速度比氮分子快，因而较快地被碳分子筛吸附，达到富集氮的目的。

表 2.4-22 中所列为 MSZ 和 MSC 的物理性能。

表 2.4-22　MSZ 和 MSC 的物理性能

分子筛类型	真密度 /g·mL^{-1}	颗粒密度 /g·mL^{-1}	填充密度 /g·mL^{-1}	孔隙率	细孔容积 /mL·g^{-1}	表面积 /m^2·g^{-1}	平均孔径/nm
MSZ-5Å	2.0～2.5	0.92～1.30	0.06～0.75	0.30～0.40	0.40～0.60	400～750	—
MSC	1.9～2.1	0.90～1.10	0.55～0.65	0.35～0.42	0.50～0.60	450～550	0.5

和沸石分子筛相比，碳分子筛具有一定的优越性。碳分子筛优先吸附氧，真空再生时使氧解吸所消耗的能量比使氮解吸（沸石分子筛）所需的能量小。其次，碳分子筛制氮的工艺流程简单，设备投资少。MSZ－5Å 型分子筛为亲水性的极性吸附剂，对水和油等极性分子具有较大的亲和力，故需要庞大的脱水脱脂预处理系统。而碳分子筛是疏水性的非极性吸附剂，对水和油等极性分子没有特别的亲和力，不需要进行严格的预处理，可以大大简化工艺流程，节约设备投资。表 2.4-23 所列为 MSC 和 MSZ-5Å 型分子筛的一般特性比较。

表 2.4-23　MSC 和 MSZ－5Å 分子筛特性比较

特　性	MSC	MSZ－5Å
耐碱性	大	小
耐酸性	大	小
耐燃烧性	小	大
粒子的机械强度	大	小
粒子的耐磨耗性	大	小
耐热性	大	小
催化活性	小	大
吸附分子的稳定性	大	小
吸附剂的老化	小	大
吸附脱附速度	大	小

图 2.4-67 所示为 MSZ－5Å 型分子筛吸附、分离空气制取富氮的流程。MSC 分子筛变压吸附空气分离制氮工艺流程列于图 2.4-68。

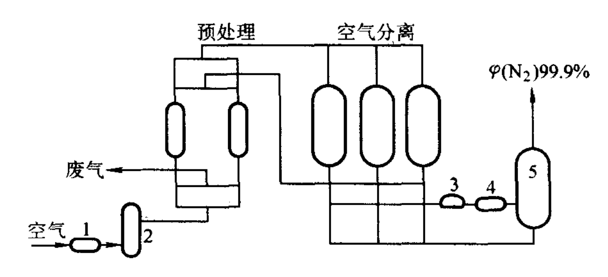


图 2.4-67　用 MSZ－5Å 分子筛制备氮气的流程

1—空气压缩机；2—稳压容器；3—真空泵；4—氮压缩机；5—储气罐

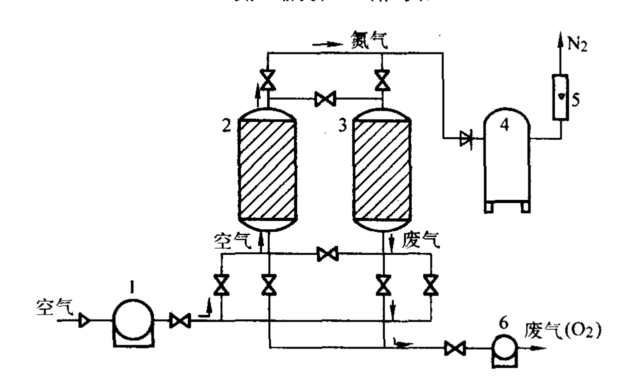


图 2.4-68　用 MSC 分子筛制备氮气的流程

1—空气压缩机；2，3—吸附塔（内盛分子筛）；4—储气罐；5—流量计；6—真空泵

在图 2.4-68 所示的用 MSC 制氮的系统中，两个吸附塔分别在吸附解吸状态下轮流切换工作。其具体工作步骤如表 2.4-24 所示。

表 2.4-24　MSC 制氮系统工作步骤

	压力吸附（产气过程）			真空解析（再生过程）		
2 塔	充压	吸附产气	回流	抽空	抽空	抽空
	真空解析（再生过程）			压力吸附（产气过程）		
3 塔	抽空	抽空	抽空	充压	吸附产气	回流

在常温下，改变制氮系统的压力，使吸附过程在 400～800 kPa 的压力下进行。解析再生时，用真空泵抽到 5 300～10 000 Pa 的真空。充压、吸附与回流的时间要根据具体情况合理分配，以获得最大的产气量和合格的气体纯度。

图 2.4-69 所示为 MSC 制氮系统氧、氮等温吸附的平衡曲线。图 2.4-70 所示为 MSC 对 O_2 和 N_2 的吸附速率。MSC 制氮系统的氮浓度和产气量有一定关系。提高产气量，氮的

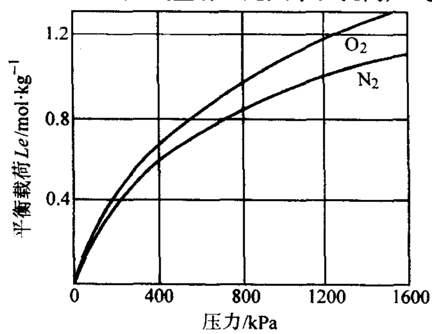


图 2.4-69　MSC 制氮系统氧、氮等温吸附的平衡曲线

浓度要下降（见图 2.4-71）。氮浓度（体积分数）由 99.6% 提高至 99.9%，产气量会从 50 m^3/h 降至 35 m^3/h。因此，用分子筛吸附空气分离制氮的氮浓度不可要求过高。一般以 98%～99%（体积分数）为宜。

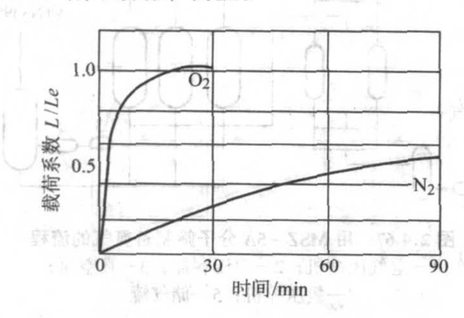


图 2.4-70 MSC 对 O_2、N_2 的吸附速率

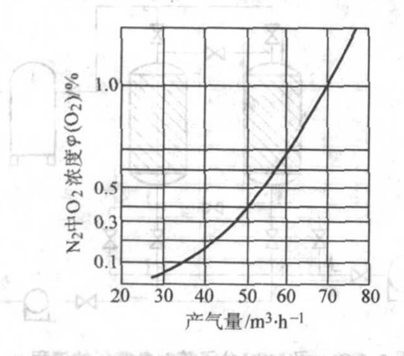


图 2.4-71 MSC 空分制氮浓度与产气量的关系

表 2.4-25 所列为几种制氮方法价格的比较。

表 2.4-25 几种制氮方法的氮气价格比较

制氮方法	价格比		
	$\varphi(N_2)$/%		
	98	99.9	99.999
MSC 制 N_2	0.7～1.6		2.5（需补充净化）
深冷管道 N_2		1	4.0（市售价格）
深冷瓶装 N_2		8.8	119.3（市售价格）
液 N_2 气化		17.5	125.0（市售价格）

用 MSZ-5Å 和 MSC 制氮系统制备纯氮（99.99%～99.999%（体积分数））时，需施行补充净化。为此需往制备 N_2 中补充 H_2，并用钯分子筛作催化剂，产生的水分用硅胶或 5Å 分子筛除去。如此可获得 99.999%（体积分数）、露点低于 -50℃ 的高纯氮。图 2.4-72 所示为这种净化装置的流程。

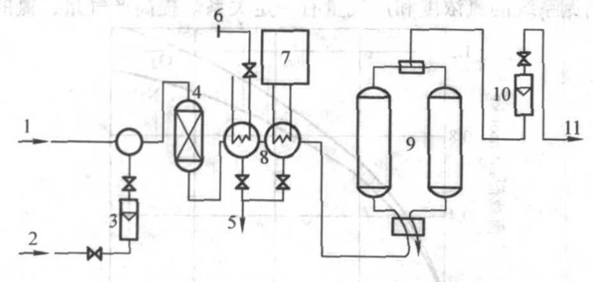


图 2.4-72 MSC 或 MSZ 制备氮的补充净化系统

1—MSC 或 MSZ 制备氮；2—氢气；3—流量计；4—钯分子筛催化塔；5，6—冷却水；7—气体冷却器；8—冷却器；9—氮气干燥塔；10—流量计；11—高纯氮

3）薄膜空气分离制氮法 美国陶氏化学公司（Dow Chemical Co.）开发的薄膜空气分离制氮装置的商品名称为 GENERON。其原理是利用一种比头发丝还细的聚烯烃空心纤维吸收氧及水分，当空气通过这种空心纤维时，由于氧和水汽的高渗透性，进入微孔空心纤维管内，而渗透性较差的氮分子不能透过薄膜（见图 2.4-73）。图 2.4-74 所示为微孔薄膜空气分离系统分离元件的剖面。每个元件分离氮气的能力为 8.5 m^3/h。因此设备的规格以 8.5 m^3/h 递增，直至 425 m^3/h。图 2.4-75 所示为这种设备的流程。

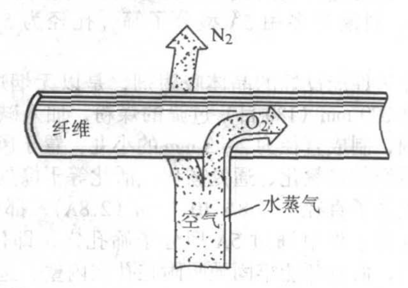


图 2.4-73 微孔空心纤维薄膜分离空气的原理

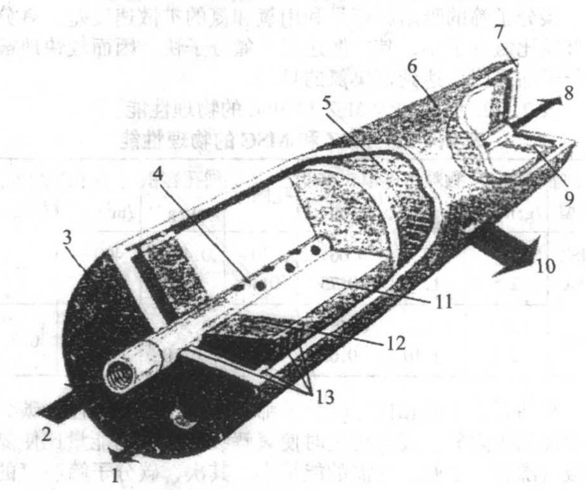


图 2.4-74 微孔薄膜空气分离元件剖面结构

1—富氧空气；2—空气输入；3—端板；4—中心分配管；5—塑料网；6—耐压外壳；7—端板；8—富氧空气；9—环氧树脂管片；10—富氧产品；11—空心纤维；12—环氧树脂管片；13—O 形密封圈

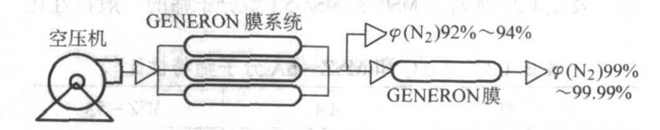


图 2.4-75 薄膜空气分离氮气发生器流程

空气被压缩到 6.38×10^5 Pa 的压力后通入分离元件组，在 15～25℃ 的温度下，从元件组的一端产出浓度（体积分数）为 95%～99% 的氮气。氮气产品的浓度随进入空气的压力和产气量而变化（见图 2.4-76）。若进入空气的压力不变，氮气产品的浓度要求越高，产气量就越少。若产气量不变，则空气压力越高，氮气浓度就越大。

在空气压力和氮气浓度不变的条件下，输入的空气温度升高，则其流量必须增大（见图 2.4-77）。由于空气随温度升高而膨胀，为了保持一定的产气量，就需要提高空气的供应量。输入空气的温度过高也会缩短纤维膜寿命。因此允许的空气温度范围规定为 10～40℃，最好能控制在 15～25℃ 范围内。当空气温度过高时，应采用冷却器。冷却器消耗的能量比采用大容量压缩机小，且可延长纤维膜寿命。

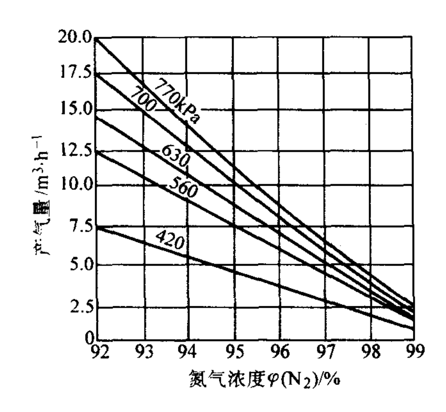


图 2.4-76 氮气浓度与产气量、气体压力的关系

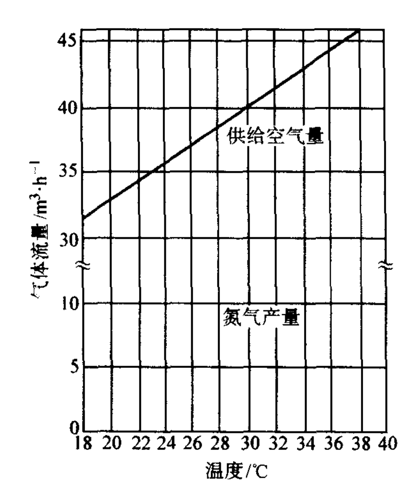


图 2.4-77 单个模件氮气产量和输入空气温度的关系
（空气压力 630 kPa，氮气浓度$\varphi(N_2)=95\%$）

(7) 用木炭制备的气氛

木炭制备气氛早期曾得到广泛应用。由于设备简单，碳势可在较广的范围内控制，曾用于高碳、低碳钢的光亮退火，铜、镍和铜镍合金的退火以及工具钢淬火加热等。但由于木炭价格高，目前这种气体只在可锻铸铁退火和小型工具热处理中有应用。

图 2.4-78 为木炭气氛制备装置的示意图。将空气通过炽热的木炭（一般 1 000℃以上，如添加少量 $BaCO_3$ 可降至 900℃），发生下列反应

$$C+2.38(0.21O_2+0.79N_2)=CO+1.88N_2 \quad (2.4\text{-}42)$$

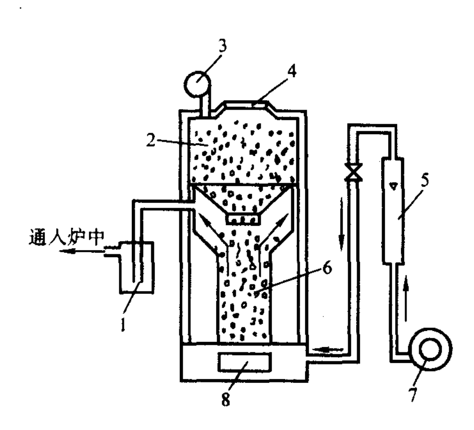


图 2.4-78 木炭气氛制备原理
1—除尘器；2—木炭；3—放散气体燃烧器；4—加炭口；5—流量计；6—燃烧室；7—鼓风机；8—除炭口

空气中含有少量 CO_2 和水蒸气，二者在通过炽热木炭时也被转化为 CO 和 H_2。这种气体的大致组成为（体积分数）：CO 30% ~ 32%，CO_2 1% ~ 2%，H_2 1.5% ~ 7%，CH_4 O ≈ 0.5%，其余 N_2，气体露点 -23 ~ -29℃。

在木炭气氛中加入大约 0.5%（体积分数）的天然气可用于高碳钢的淬火、正火和退火。但在高铬钢表面会形成一层浅绿色的氧化膜。

(8) 用工业氮制备的气氛

工业氮是制氧的副产品，一般含有 < 5%（体积分数）的氧和较多的水分，不能直接用于保护气氛，必须施行除氧和脱水处理。

工业氮通常由制氧厂瓶装供应。有制氧站的机械、冶金厂可直接由管道供应，使用工业氮极为方便和便宜。

最简单的除氧方法是用加热到 700 ~ 750℃的铜屑或加热到 900 ~ 1 000℃的锰铁、钛铁和硅铁作除氧剂。工业氮气通过这些炽热的金属时，其中的氧可形成这些金属的氧化物。这种方法只适于在小规模生产和试验室中使用。

在工业氮中添加少量氢，在催化剂（如钯分子筛）的作用下，使 O_2 和 H_2 结合成水，然后再用干燥法将其除去。用这种方法可使工业氮中的氧降至 10^{-4} 以下。

经过净化的氮气无毒，不燃烧，可用于钢材低温加热时的保护气体。但是即使经过深度净化，达到很高的纯度，由于气体本身无还原作用，通入工作炉膛中后，会重新被炉衬材料吸附的氧和水汽污染，不能得到理想的保护效果。用带有还原成分的氮气可避免这种缺陷。

将制氧时分馏出来的、含有 O_2 0.04% ~ 2%（体积分数）的工业氮通过加热到 650 ~ 800℃的木炭，用 KOH 和 P_2O_5 吸收掉气体中由此而产生的 CO_2 和 H_2O，即可制成还原性的、以氮为基的气体。当木炭温度高于 800℃时，产生的气体可直接使用，无需除 CO_2 和 H_2O。用木炭除去工业氮中的氧的装置示于图 2.4-79。

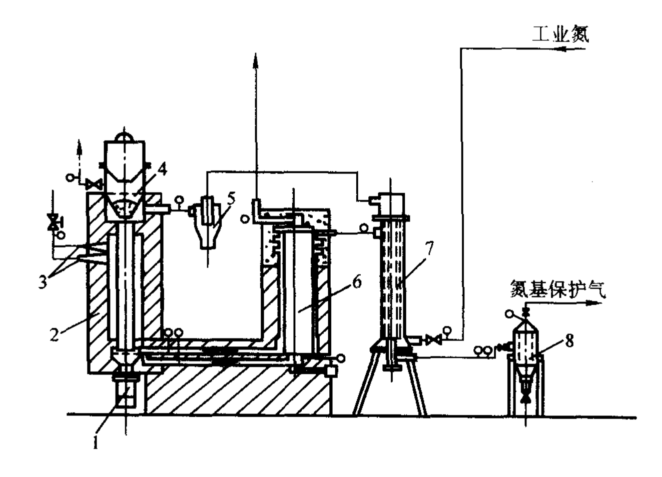


图 2.4-79 用木炭除去工业氮中氧的装置
1—集尘器；2—外热式木炭反应炉；3—燃烧器；4—加炭口；5—除尘器；6—补充预热器；7—热交换器；8—补充除尘器

将含有$\varphi(O_2)$2% 的工业氮气送进充满木炭的炉罐中。炉温保持在约 1 000℃，用煤气来加热木炭。制成的气体成分$\varphi(N_2)$为 95% ~ 96%，$\varphi(CO)$为 3% ~ 4%，$\varphi(H_2)$和$\varphi(CO_2)$总量约 1%。

自反应罐出来的 N_2，通过除尘器后进入热交换器。在此处将其热量供给新鲜的工业氮。制备好的气体经过滤器通入工业加热炉中。煤气烧嘴的燃烧产物将其热量供给补充预热器，以加热新进入的氮气，随即排入大气中。预热处燃烧

产物的温度靠新鲜氮气的送给量调节。部分制成的气体（约10%）返回木炭填充室，以烘干加入炉罐的木炭。由于工业氮中的氧含量低，所以木炭的消耗量很小。

也可采取将工业氮和少量气体燃料混合后在反应炉中进行吸热反应的方法来制备以氮为基的吸热式气氛，其制备原理见图2.4-80。

工业氮中氧含量为$\varphi(O_2)$2%～5%。将一定量的天然气和工业氮混合，在反应罐中用镍催化剂于950℃进行的化学反应为

$$CH_4 + 0.5(O_2 + xN_2) = CO + 2H_2 + 0.5xN_2 \quad (2.4\text{-}43)$$

用所制备的气体对10、20、30、40、T8、T10、T12、30CrMnSi和GCr15钢进行了保护加热试验，其结果列于表2.4-26。由此表可看出，这种气体在850～900℃范围内，除T12钢外，对其他试验钢种都可能有增碳作用。因此，这种气体除了可以用于加热保护气体之外，尚可用于渗碳时的稀释气体。

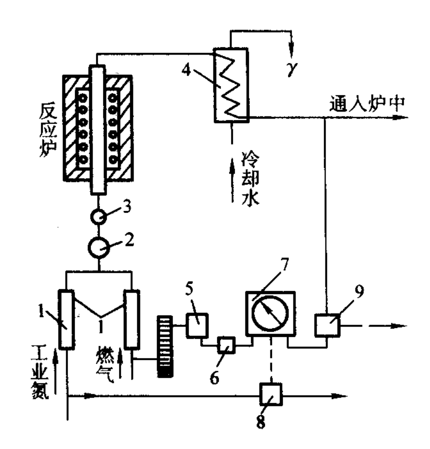


图2.4-80　用工业氮添加少量燃料制备吸热式气氛的流程
1—流量计；2—鼓风机；3—逆止阀；4—冷却器；5—执行机构；6—信号器；7—控制仪；8—氧分析仪；9—分析室

表2.4-26　用工业氮制备的吸热式气氛和各种钢的作用

工业氮中的氧含量 $\varphi(O_2)$/%	炉温 /℃	露点 /℃	气体成分						被处理钢种								
			CO_2	O_2	CO	H_2	CH_4	N_2	10	20	30	40	T8	T10	T12	30CrMnSi	GCr15
4.4	800±10	-6	—	—	6.8	13.7	—	79.5	+	0	0	0	-	-	-	0	0
4.4	850±10	-6	—	—	6.8	13.7	—	79.5	0	0	0	0	-	-	-	0	-
4.4	900±10	-6	—	—	6.8	13.7	—	79.5	0	0	0	-	-	-	-	0	-
4.4	800±10	-12	—	—	7.0	14.2	—	78.8	+	+	+	+	0	0	0	+	0
4.4	850±10	-12	—	—	7.0	14.2	—	78.8	+	+	+	0	0	0	-	0	0
4.4	900±10	-12	—	—	7.0	14.2	—	78.8	+	0	0	0	-	-	-	0	-
4.4	800±10	-18	—	—	7.2	14.5	—	78.3	+	+	+	+	+	+	0	+	+
4.4	850±10	-18	—	—	7.2	14.5	—	78.3	+	+	+	+	+	0	0	+	+
4.4	900±10	-18	—	—	7.2	14.5	—	78.3	+	+	+	+	0	0	-	+	+

注：-表示试样脱碳；+表示试样增碳；0表示试样表面组织与心部组织无区别（试样表面质量变化±0.1 μg/cm²）。

（9）用有机液体制备的气氛

制备此类气体的原理是热裂解。将有机液体直接滴入热处理炉中，在高温下裂解成一定成分的气体，以进行保护加热、渗碳、碳氮共渗处理。也可以将液体滴入专门的裂解炉中，在催化剂作用下发生完全裂解，然后再把制备好的气体通入热处理炉。

用直接滴入法，避免了气氛发生器，简化了设备。由于碳势控制技术的发展，使得这种方法有可能在较广的范围内使用。

1）甲醇裂解气，甲醇通常在800℃以上可发生下列裂解反应

$$CH_3OH \longrightarrow CO + 2H_2 \quad (2.4\text{-}44)$$

裂解气的组成为1/3CO和2/3H_2，并有少量CO_2、H_2O和CH_4。实际上甲烷在875～1 000℃裂解时产生的气体成分为：$\varphi(H_2)$58%，$\varphi(CO)$31%，$\varphi(CO_2)$6.5%，$\varphi(CH_4)$3.0%，水蒸气微量。

这种气体可用于一般钢件的光亮热处理。但由于碳势低，会引起高碳钢的脱碳。一般作为渗碳时的稀释气体（载气）。

2）以甲醇裂解气作为稀释气体的渗碳气氛。

3）用有机液体催化裂解法制备的气氛。将有机液体或有机液体混合物滴入或蒸发后通入装有催化剂的裂解炉中，将发生以下裂解反应

$$CH_3OH \longrightarrow CO + 2H_2 \quad (2.4\text{-}45)$$

$$C_2H_5OH + CH_3OH \longrightarrow 2CO + CH_4 + 3H_2 \quad (2.4\text{-}46)$$

$$C_3H_7OH + H_2O \longrightarrow 2CO + CH_4 + 3H_2 \quad (2.4\text{-}47)$$

$$C_3H_7OH + 2H_2O \longrightarrow 3CO + 6H_2 \quad (2.4\text{-}48)$$

可使用的催化剂为10% CuO + Al_2O_3，10% NiO + Al_2O_3，氧化铝块及Cr18Ni37合金的氧化皮。

根据原料、催化剂和分解温度的不同，可得到的气体成分（体积分数）为：$CO_2$6.4%～0.1%，CO 19.8%～32.4%，C_nH_m11.1%～0.4%，$H_2$67.3%～64.4%。随着反应温度的提高，CO_2和C_nH_m减少，CO增加，而H_2含量不变。

采用铜基催化剂和特殊的多列管式反应器可使甲醇在200～300℃得到完全裂解，裂解后的气体成分（体积分数）为：H_2约66%，CO约30%，CO_2约1%，CH_4约0.1%，有微量甲醇蒸气。这种气体通入850℃的加热炉后的成分（体积分数）为：$H_2$67%，CO32%，$CO_2$0.2%，$CH_4$0.5%，露点-6℃。这种气氛在800～900℃有1.0%～1.2%（质量分数）的碳势，添加不同量的水分可实现在较广范围内的碳势调节（见图2.4-81）。

（10）其他保护气体

1）氢　工业氢的纯度(体积分数)一般为98%～99.9%，主要杂质是水分和氧，而其他成分如CH_4、N_2、CO、CO_2等含量极微。制备氢的方法有水电解、碳氢化合物的催化裂解、氨分解、甲烷加水转化等。用氢作保护气氛的缺点除易燃易爆外，氢在高温下可溶于大多数金属或与其化合，使力学性能发生变化。尤其是高碳、高强度合金钢吸收氢后易变

脆，在应力低于强度极限时会发生延迟断裂。氢可使金属表面的氧化物在高温下转变为水汽，使其在相应温度和一定压力下造成晶间断裂。干燥的氢在高温下也会使钢脱碳。因此，氢在热处理中多用在低碳钢、不锈钢、硅钢和其他非铁合金的退火，在粉末冶金烧结中多有应用。

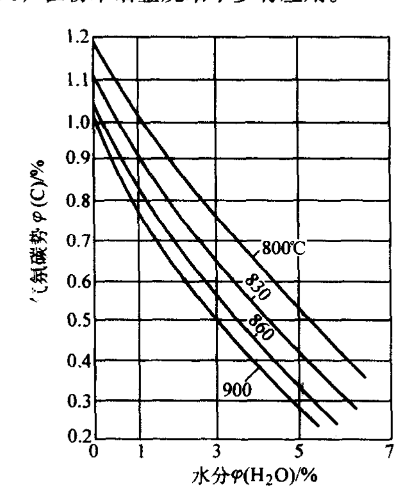


图 2.4-81 甲醇裂解气碳势与加水量的关系

氢一般为瓶装供应。装瓶压力约为 1 400 kPa。使用时需经脱氧和除水，使氧含量降至 10^{-4}以下，露点达到 -40～-50℃。

2) 氩　氩是一种惰性气体，在空气中的含量仅为 0.933%（体积分数）。制备的方法是液态空气分馏，价格昂贵。普通市售瓶装氩纯度很高，其典型成分（体积分数）为 Ar 99.9%、N_2 0.098%、H_2 0.001%、O_2 0.001%。

由于价格贵，氩在热处理中很少使用，主要用于易和一些气体发生反应、或吸收气体的不锈钢及某些金属的加热保护，例如 17-7 高强度不锈钢和钛合金的热处理。

3) 氦　氦也是一种惰性气体，在空气中的含量仅为 0.000 5%（体积分数）。它是一种极难液化的气体，其沸点为 -267.6℃。利用这一特性，可用天然气液化的方法提取氦 [某些矿区天然气中的氦（体积分数）可达 7%～8%]。氦在 1 400 kPa 压力下瓶装供应，可用于钛、钛合金和特种不锈钢的热处理，亦可用于焊接保护和高压气淬冷却。

6.3 炉气控制原理

根据气体与金属表面在高温下的氧化、还原、增碳、脱碳反应规律，可以进行炉气组分的合理调节，达到金属无氧化加热和钢一定程度的表面增碳的目的。要使金属制品在加热时不氧化，只要把炉气调节到具有还原作用就行了。这些条件是容易满足的。而要使钢不脱碳或表面增碳到一定的浓度，就要对炉气成分进行更严格的控制，也就是要控制炉气的碳势。

(1) 钢在放热式气氛中无氧化加热的条件

钢在 CO-CO_2、H_2-H_2O 等二元气氛中加热时，调节两种组分的比例，使其在加热温度下保持还原性，即可实现无氧化加热。在多元气体（如放热式气氛的 CO-CO_2-H_2O 体系）中加热情况比较复杂，必须考虑 $Fe + CO_2 \rightleftharpoons FeO + CO$ 和 $Fe + H_2O \rightleftharpoons FeO + H_2$ 两个反应的综合影响。图 2.4-82 所示为这两个反应的理论平衡曲线。

可以借助于图的平衡曲线来说明钢在放热式气氛中无氧化加热的条件。例如，铁在露点为 20℃，即 $\varphi(H_2O)$2.5%、$\varphi(H_2)$14%的气氛中于 1 100℃加热，水分与氢的比值 H_2O/H_2 = 0.18。此数值相当于图 2.4-82 中的 $A-A'$线。这时气氛是还原性的，不会发生表面氧化，某些氧化物甚至可能被还原。钢铁沿着 $A-A'$线冷却时，和平衡曲线相交于 460℃。在此温度下，工件处于氧化区。因此，在慢速冷却时，钢铁会发生氧化。如果工件很薄，冷却较快，仅会发生轻微氧化。除 H_2-H_2O 的影响外，尚需要考虑 CO_2-CO 的作用。图 2.4-82 的 CO_2-CO 平衡曲线左侧的 CO_2/CO 比值，可使氧化物转变为铁。亦即曲线的左侧是还原的，右侧是氧化的。当 CO_2/CO 比值较小，例如气体中含有 $\varphi(CO_2)$5%和 φ(CO)10%，即 CO_2/CO = 0.5 时，在 1 100℃的 $B-B'$线上有轻微氧化，但是在 H_2O/H_2 比值也较小的条件下，还原趋向强烈，超过了 CO_2/CO 的氧化作用，因此气体表现为明显的还原。在冷却过程中，工件通过 CO_2-CO 曲线的温度约 830℃。在此温度以下是还原性的。在 460℃还原占优势，在此温度以下有比较强烈的还原倾向。因此，在冷却过程中，还原效应超过了 H_2O 的轻微氧化，出炉的工件应该是光亮的。

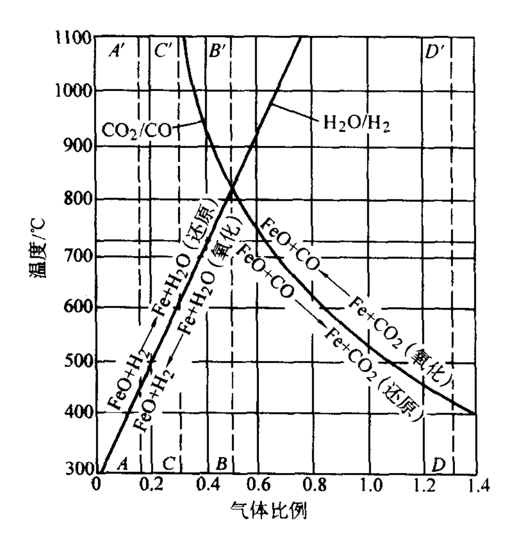


图 2.4-82 Fe-FeO-H_2-H_2O 和 Fe-FeO-CO-CO_2 体系的理论平衡曲线

当制备放热式气氛的空气/燃料的比值较大时，气体属于明显的氧化性，不宜作钢铁热处理的保护气体。例如，空气/天然气比值 8/1 时，气氛露点为 20℃。此时 H_2O/H_2 = 0.5 (2.5/7)；CO_2/CO = 1.33 (8/6)，相当于 $D-D'$线。在 1 100℃，CO_2-CO 的氧化占优势，超过了 H_2O-H_2 的轻微还原。同时，氧化反应一直延续到 440℃，还要加上在 650℃以下（$C-C'$线）的 H_2O-H_2 的氧化作用。因此，除非将 CO_2 和 H_2O 完全除去，否则空气/天然气 = 8/1 的比值是不能实现钢的光亮热处理的。

(2) 炉气的碳势控制原理

在应用可控气氛的热处理炉内进行钢的热处理时，要达到无脱碳淬火、正火、退火、渗碳、碳氮共渗等预期目的，都需要精确控制炉气的碳势。控制炉气碳势实际上就是在工艺要求温度下把炉气成分调整到与某种钢的碳含量相平衡，或者工件表面碳含量达到工艺要求。

吸热式气氛中的主要成分为 CO、H_2、N_2。此外，由于反应不十分完全，还会有少量的 CH_4、CO_2、H_2O。其中 CO、H_2、CH_2 属于还原性气体，而 CO_2、H_2O 为氧化性气体，H_2、CO_2、H_2O 会引起钢的脱碳，N_2 可视为中性气体。这些气体和钢铁有如下反应

氧化与还原
$$Fe + H_2O \rightleftharpoons FeO + H_2 \quad (2.4\text{-}49)$$
$$Fe + CO_2 \rightleftharpoons FeO + CO \quad (2.4\text{-}50)$$

增碳与脱碳
$$CO_2 + C_{(\gamma-Fe)} \rightleftharpoons 2CO \quad (2.4\text{-}51)$$

$$H_2O + C_{(\gamma-Fe)} \rightleftharpoons CO + H_2 \quad (2.4\text{-}52)$$

$$2H_2 + C_{(\gamma-Fe)} \rightleftharpoons CH_4 \quad (2.4\text{-}53)$$

这些反应是可逆的，它们究竟向哪个方向发展，取决于氧化性气体与还原气体、增碳性气体与脱碳性气体组分间的数量关系，亦即取决于两种性质不同的气体的比值 H_2/H_2O、CO/CO_2、CH_4/H_2、$(CO) \times (H_2)/H_2O$。所谓碳势控制，也就是控制这些炉气组分间的相对量。在吸热式气氛中，由于燃料气体和空气的比例实际上只在一个很小的范围内变化，所以 H_2、CO 的量可认为基本不变，要控制炉气的碳势只需改变其中的微量组分 CO_2、H_2O 和 CH_4 的含量。

此外，炉气中的 CO_2 和 H_2O 又有一定的制约关系。这可由水煤气反应来表示

$$CO + H_2O \rightleftharpoons CO_2 + H_2 \quad (2.4\text{-}54)$$

其反应平衡常数为

$$K_w = \frac{P_{CO} \times P_{H_2O}}{P_{CO_2} \times P_{H_2}} = \frac{\varphi(CO) \times \varphi(H_2O)}{\varphi(CO_2) \times \varphi(H_2)} \quad (2.4\text{-}55)$$

所以

$$\varphi(CO_2) = \frac{\varphi(CO)}{K_w \times \varphi(H_2)} \times \varphi(H_2O) \quad (2.4\text{-}56)$$

平衡常数 K_w 只与绝对温度的倒数成指数关系，即

$$\lg K_w = \frac{3\,175}{T} + 1.627 \quad (2.4\text{-}57)$$

不同温度下的 K_w 值可自表 2.4-27 中查出。

表 2.4-27　水煤气反应的平衡常数

温度/℃	800	850	900	950	1 000
K_w	0.952	1.122	1.307	1.497	1.698
温度/℃	1 050	1 100	1 150	1 200	
K_w	1.898	2.110	2.326	2.532	

在丙烷或丁烷制备的吸热式气氛中，$\varphi(CO)$ 大约为 24%，$\varphi(H_2)$ 为 32%。设加热炉的温度为 950℃，查表得 $K_w = 1.497$。根据式（2.4-56）可得到出如下关系

$$\varphi(CO_2) = \frac{24}{1.497 \times 32} \times \varphi(H_2O) = 0.501\varphi(H_2O) \quad (2.4\text{-}58)$$

或者　$$\varphi(H_2O) \approx 2\varphi(CO_2) \quad (2.4\text{-}59)$$

由此可见，在吸热式气氛中只要控制 H_2O 或 CO_2 二者之一的量，即可达到控制碳势目的。

图 2.4-83 所示为用天然气制备的吸热式气氛的露点与钢中碳含量的平衡曲线。在不同温度下，碳含量不同的钢与炉气中 CO_2 量的平衡曲线示于图 2.4-84 中。用丙烷制备的吸热式气氛的上述关系相应见图 2.4-85 和图 2.4-86。

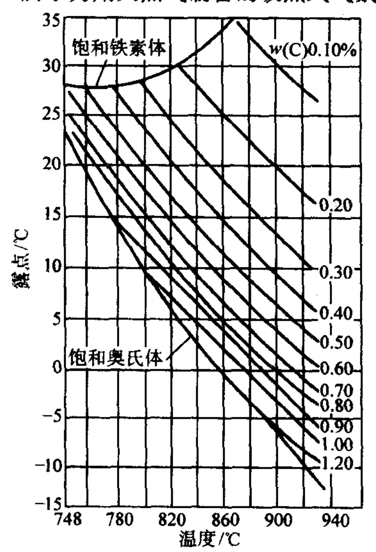


图 2.4-83　甲烷制备的吸热式气氛露点与钢表面碳含量的平衡曲线
［炉气氛（体积分数）$H_2 = 40\%$，$CO_2 + CO = 20\%$］

图 2.4-87、图 2.4-88 分别为碳钢和合金钢在吸热式气氛中的实测露点 - 碳势平衡曲线。

上述碳势控制原理是根据炉气平衡的理论分析以及假定吸热式气氛中的基本组分（H_2 和 CO）不变的前提下提出的。但在实际生产中，钢和炉气间的反应不完全是平衡过程，炉气中的 $\varphi(CH_4)$ 小于 1% 以下可忽略的设定与实际有出入，添加富化气后吸热式气氛中的基本组分和微量组分（H_2O 和 CO_2）都会有变化。因此，要精确地控制碳势，必须考虑这些因素的影响。

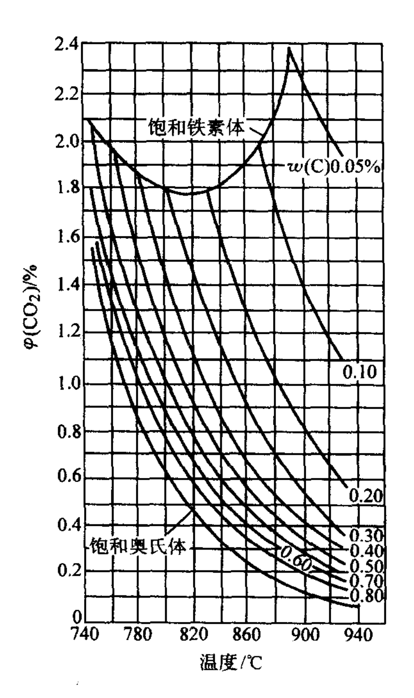


图 2.4-84　在用甲烷制备的吸热式气氛中，钢中不同碳含量在不同温度下与 CO_2 的平衡关系
［$\varphi(CO_2) + \varphi(CO) = 20\%$］

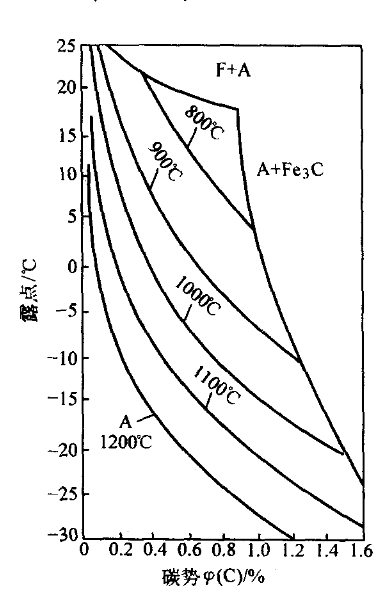


图 2.4-85　用丙烷制备的吸热式气氛露点与碳势的对应关系
［$\varphi(H_2)3\% + H_2O, \varphi(CO)23\% + CO_2$］

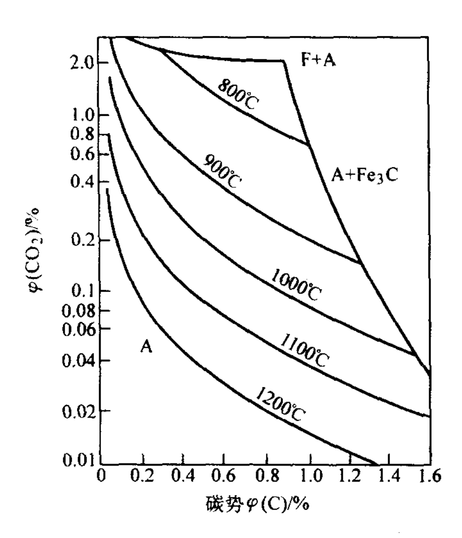


图 2.4-86 用丙烷制备的吸热式气氛中 CO_2 和碳势的关系
[$\varphi(H_2)$31% + H_2O, $\varphi(CO)$23% + CO_2]

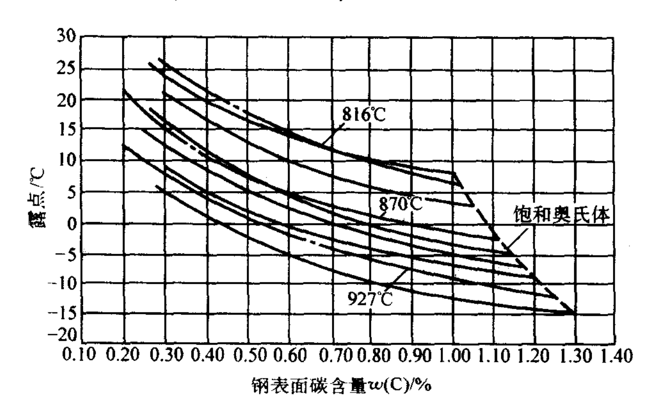


图 2.4-87 碳钢和吸热式气氛（用甲烷制备）的实测平衡曲线

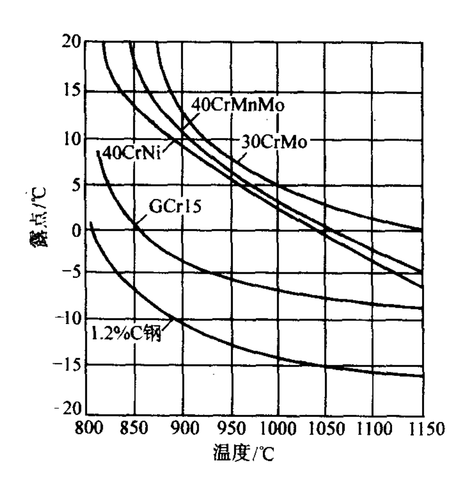


图 2.4-88 几种碳钢和合金钢在吸热式气氛（用甲烷制备）中的实测平衡曲线

各种因素对炉气碳势的影响可用下式表示

$$\ln f(C) = \ln(CO_2) + \frac{14\ 900}{T} + 2\ln p + \ln r + K \quad (2.4\text{-}60)$$

式中，$f(C)$为炉气碳势；T 为炉温，K；p 为炉内总压力（大气压与过压之和）；r 为钢中合金元素的影响值；K 为常数。

这些因素对碳势控制精确度的影响为：

① 炉温波动 ±10℃造成的碳势波动约 ±0.07%；

② CO 量波动 ±0.5%造成的碳势波动约 ±0.03%；

③ 炉内压力波动 ±1.33 kPa 造成的碳势波动 ±0.02%。仅此三项，在最不利的情况下造成的总误差可达 ±0.12%。

其次，炉气碳势和 CO_2（或露点）的理论平衡关系没有建立平衡的时间概念。实际上，一定尺寸的钢试样，其表面碳含量达到炉气平衡需要相当长的时间。例如，直径 44 mm 的低碳钢试样在碳势为 0.8%的吸热式气氛中加热，要 20 h 才能使试样表面与炉气达到平衡。经过 1 ~ 1.5 h 的加热，试样表面碳含量只能达到 0.65%（质量分数）（见图 2.4-89）。而 0.1 mm 厚的铁箔只需 18 min 碳含量即可达到 0.8%（质量分数）。

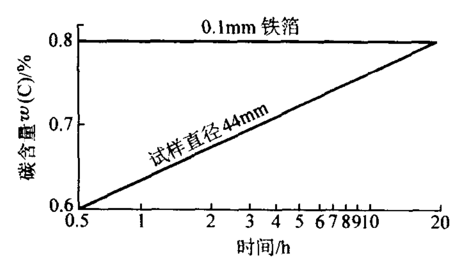


图 2.4-89 碳钢表面碳含量和热处理时间的关系
[用丙烷制备气氛，$\varphi(CO_2)$0.25%，温度 925℃]

图 2.4-90 所示为往 0.2 m^3 炉膛中以 9.5 m^3/h 的流量通入吸热式气，在其中进行碳钢渗碳时的工件表面碳含量和 CO_2 量或氧探头输出（氧势）的实际关系。图中的点线一例说明，要求表面碳含量 $w(C) = 0.9\%$时，经 2 h 处理需控制到 $\varphi(CO_2) = 0.15\%$ 时，4 h 处理时要控制到 $\varphi(CO_2) = 0.18\%$。

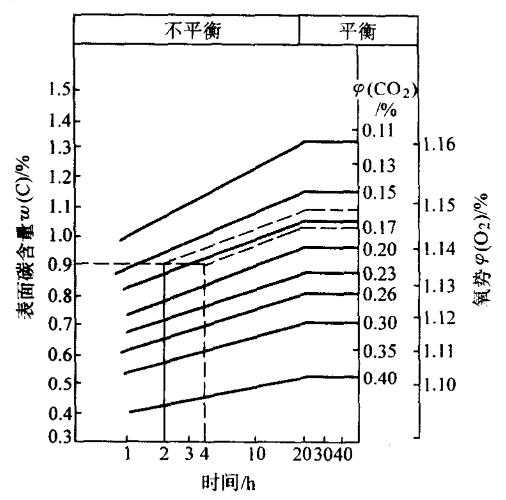


图 2.4-90 随着渗碳时间得到预定碳含量的炉气 CO_2 量和氧势
（用丙烷制备的吸热式气氛，温度 925℃）

6.4 炉气检测方法

（1）炉气成分的分析方法

1）奥氏分析法　此法是用分别吸收原理分析气体中的 CO_2、CO、O_2、CH_4、C_nH_m 的含量。分析时用 KOH 溶液吸收 CO_2，用溴饱和液吸收 C_nH_m，用焦性没食子酸、邻苯三酚溶液吸收 O_2，用 $CuCl_2$ 溶液吸收 CO，在 320 ~ 340℃用 CuO 燃烧管烧去 H_2，用炽热的铂丝圈燃烧 CH_4，最后剩余的气体为 N_2。这种仪器的缺点是分析周期长、准确度低，但由于结构简单，便宜，目前仍不失为一种可用的全分析方法。

2）气体色谱法　此法可对炉气成分进行快速全分析。其原理为把少量气样通入仪器中，在此处用稳定的载气（例如氦气流）将其带入色谱柱。当气样通过色谱柱时，依靠吸

分或区分的方法把各个组分分开。测量自色谱柱出来的气体的热导率或电离特性即可测知每一气体组分的浓度。采用不同的色谱柱，就可以分析出所有的炉气组分。图 2.4-91 所示为这种色谱仪的分析流程。图 2.4-92 所示为仪器的测量平衡电桥。

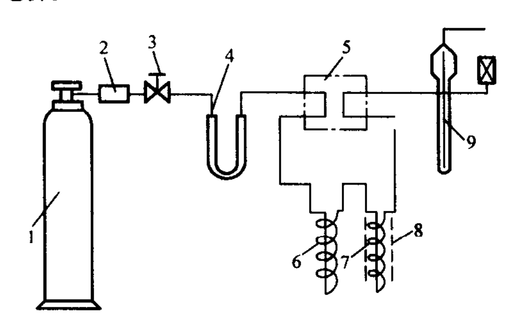


图 2.4-91　色谱分析流程

1—载气钢瓶；2—减压阀；3—针阀；4—干燥管；5—热导池；6—色谱柱，内装分子筛；7—色谱柱，内装涂 $w(H_3PO_4)3\%$ 的硅胶；8—加热套；9—锐孔流速计

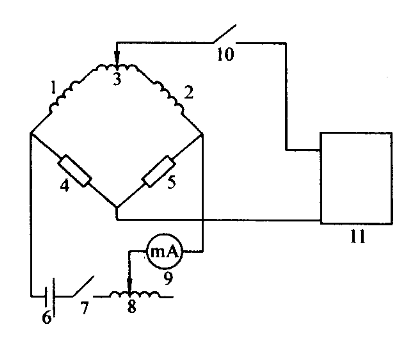


图 2.4-92　色谱仪的测量平衡电桥

1，2—配比电阻（100 Ω）；3—调零电位器；4，5—热导池（45 Ω）；6—工作电源；7—开关；8—可变电阻 9—毫安表；10—开关；11—二次仪表

应用色谱法分析含有 CO、CO_2、CH_4、H_2、H_2O 和 N_2 的气体时，除了水蒸气外，其他气体成分的分析时间仅需约 5 min。分析水蒸气需另加 5 ~ 6 min 的辅助时间。分析水蒸气的精确度是 ± 2%，其他气体为 ± 1%。

用气体色谱法不能施行连续检测，用于炉气的自动调节，也只能调节炉气的一个组分。所以色谱法多用于气体的分析检测。

3）红外辐射吸收法　本方法的工作原理是基于某些气体对红外波段特定红外辐射的吸收本领，其吸收程度取决于被测气体的浓度。GS-04 型红外线气体分析仪的工作原理如图 2.4-93 所示。

两个几何形状和物理参数相同的电阻发热体是能发射 2 ~ 7 μm 波长红外辐射的光源。两部分红外辐射分别由两个抛物体聚光镜会聚成两束平行光束。在射向气室和检测器前，由同步电动机带动的切光片以 12.5 Hz 的频率调制成断续的红外辐射。两束红外线的一路通过分析室到达检测室，另一路通过参比室到达检测室。检测室内腔装有薄膜微声器。后者是以铝箔为动极，以铝合金圆柱体为定极的电容器。

检测器正面有两个几何形状完全相同的辐射接收室。其中充满待测气体。两个辐射接收室是用电容器的动极隔开的。当分析室没有待测气体时，两辐射接收室接收的红外辐射相等，待测气体吸收的辐射热能也相等。由于检测器内腔是密封的，因而薄膜两侧的压力脉冲也是相等的，薄膜微声器动极保持平衡，电容量不发生变化，没有信号输出。

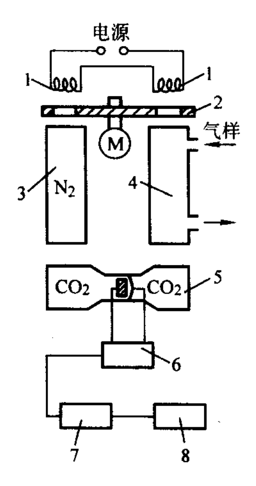


图 2.4-93　GS-04 型红外线气体分析仪的工作原理

1—红外光源；2—切光片；3—参比室；4—分析室；5—检测室；6—前置放大器；7—主放大器；8—记录仪

当分析室通过待测气体时，通过参比光路的辐射仍保持不变，通过分析光路的辐射则由于被分析气体吸收了部分红外辐射而减少。此时薄膜微声机动极失去平衡，使电容器的容量发生变化。电容器又随着切光片的切光频率不断充电和放电，产生的交流信号经前置放大器和主放大器放大后，便可由指示器和记录仪表指示和记录下来。

在热处理加热过程中，用红外线分析法可分析炉气中的 CO、CO_2 和 CH_4，可以进行单点连续测定或多点交替测定。通常多用红外仪测定 CO_2。

用红外分析法测定 CO_2 以控制炉气的碳势是比较准确可靠的，可分析出低达 $\varphi(CO_2)0.005\%$ 的含量，分析周期大约 20 s。

这种方法可用于渗碳和碳氮共渗时的炉气碳势控制。其缺点为仪器结构较复杂，价格也贵，用于炉气调节也有一定的惰性，调整与维护需要专人。

（2）炉气的露点测定法

1）露点杯法　这是一种最简单的测量气体露点（水分）的方法。其结构示于图 2.4-94。从热处理炉或气体发生炉出来的气体由进气口通入露点杯内，充满玻璃缸和表面镀铬抛光的铜杯间的空间。当气体达到露点温度时，水分即在抛光杯表面冷凝。往杯中缓慢加入干冰和丙酮，直到抛光杯表面呈现雾状物为止。此时温度计表示的温度就是被测的露点。

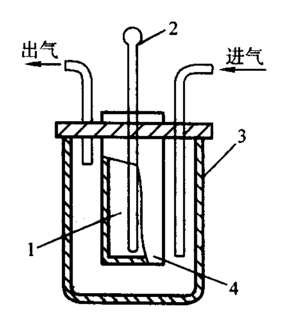


图 2.4-94　露点杯

1—液体和干冰；2—温度计；3—玻璃缸；4—表面镀铬抛光的铜杯

在水的冰点以上用露点杯测露点是可以达到要求的。当气体露点低于 0℃时，就产生过冷现象，出现低的露点读数。

2）雾室法　这是一种简单可靠的露点测量方法。其原理是使气体发生急速的绝热膨胀、冷却，当其压力降、周围

温度和水分含量满足一定条件时就会产生雾。

图 2.4-95 所示为利用此原理测定气体露点的仪器。将被测气体通入进气口，用小手泵把气体压入雾室。压力比率计此时表示出气样压力和大气压力的比值。插入雾室的水银温度计指示出雾室气体的温度。气样在雾室停置数秒，以使温度稳定。然后迅速打开排气阀，使压力突然下降。由于瞬间发生的绝热冷却，在雾室中形成肉眼可见的冷凝水或雾。将此过程重复数次，直到发现云雾消失为止。根据初始的温度读数和云雾开始消失时的温度比值和压力表读数便可查出欲求的气体露点。

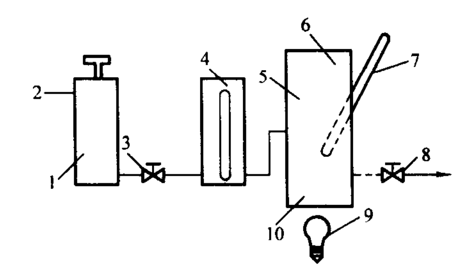


图 2.4-95　雾室测量露点仪示意

1—手泵；2—进气口；3—截止阀；4—压力比例计；5—雾室；6—观察窗；7—温度计；8—放气阀；9—照明灯；10—照明窗

由于设备轻便和可在很广的范围内给出稳定的读数，而且不需外部的冷却和搅拌，雾室法在工业中得到广泛应用。所用仪器称为阿诺（ALNOR）仪。这种仪器不能用于自动记录和控制。

3）氯化锂元件测湿法　用这种元件测量露点的原理示于图 2.4-96。氯化锂是一种易吸收水分的盐。它的导电能力随吸湿程度而变化。把一块本身不吸水的玻璃布缠绕在不导电的细玻璃管上，然后在玻璃布上并排绕两根细金属丝（银或铂），最后把氯化锂溶液涂敷在玻璃布上并用吸湿剂使其干燥。在金属丝两端施加 25 ~ 30 V 的交流电压。当被测气体通过此元件时，氯化锂便吸收其中的水分继而开始导电，金属丝有电流通过。潮湿的 LiCl 被通过金属丝的电流加热，直至其中的水分完全蒸发，使其失去导电能力，电流中断。此时，元件温度逐渐降低，LiCl 又重新吸收水分使电流通路。此过程反复进行，一直持续到 LiCl 吸收和失去的水分相等，建立这种平衡为止。当气体中水分含量一定时，达到这种平衡时的测湿元件温度也是一定的。此温度被称为元件的平衡温度。平衡温度可用插入测量元件玻璃管中的电阻温度计测出。然后根据平衡温度和露点的关系（见表 2.4-28）查出所对应的气体露点值。

LiCl 感湿元件可用来作为自动记录和控制炉气水分的感受器，在可控气氛热处理中曾有过广泛的应用。由于灵敏度低，惰性大，低露点时需冷却，它逐渐被红外分析仪随后又被氧探头所代替。

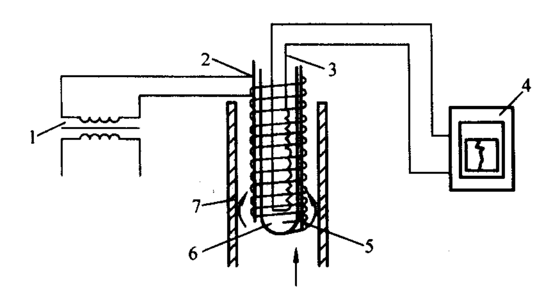


图 2.4-96　氯化锂感湿元件示意

1—变压器；2—浸有 LiCl 的玻璃布；3—电阻温度计；4—测量仪表；5—银丝；6—玻璃试管；7—玻璃管

表 2.4-28　LiCl 感湿元件平衡温度和气体露点的关系

露点/℃	平衡温度/℃	露点/℃	平衡温度/℃
-30	-9.7	-5	27.8
-29	-8.2	-4	29.3
-28	-6.7	-3	30.8
-27	-5.2	-2	32.3
-26	-3.7	-1	33.8
-25	-2.2	0	35.6
-24	-0.7	1	36.6
-23	+0.8	2	37.8
-22	2.3	3	39.2
-21	3.8	4	40.4
-20	5.3	5	41.7
-19	6.8	6	43.0
-18	8.3	7	44.4
-17	9.8	8	45.7
-16	11.3	9	47.1
-15	12.8	10	48.5
-14	14.3	11	50.0
-13	15.8	12	51.4
-12	17.3	13	52.8
-11	18.8	14	54.3
-10	20.3	15	55.8
-9	21.8	16	57.2
-8	23.3	17	58.7
-7	24.8	18	60.2
-6	26.3	19	81.2

用这种元件测量的露点不能低于 -40℃（LiCl 溶液的冰点），所测平衡温度不能低于环境温度，因之在夏季要采取冷却措施。由于氨对 LiCl 有化学反应，使其电特性发生变化，这种元件不能用于含氨的气氛，因而不能用于碳氮共渗时的炉气控制。

4）镜面冷却露点测定法　气样中的湿气冷凝在加以冷却的镜面金属片上。镜面积雾的时刻，以反射光束强度的减弱用光敏电阻接收和用电表显示出来（见图 2.4-97）。这种方法可以连续记录气体露点的变化，但两次测量的时间间隔要长达数分钟，可用来测定低达 -80℃的露点。

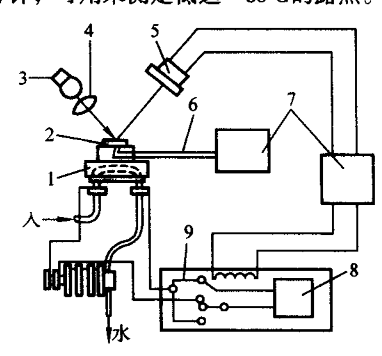


图 2.4-97　镜面冷却测定露点法示意

1—半导体制冷器；2—镜面金属块；3—光源；4—透镜；5—光敏电阻；6—热电偶；7—电子电位计；8—整流器；9—继电器

(3) 热丝电阻法测炉气的碳势

利用铁合金丝在炉气中加热时的脱碳或增碳引起的电阻

变化也可测量和调节炉气的碳势。一般多用于井式炉中的液体滴注渗碳。可调节炉气碳势范围为 $w(C)=0.15\%\sim1.15\%$，炉温780～950℃。可用Fe－Ni合金丝或低碳钢丝作为传感器。低碳钢丝的参考成分（质量分数）是：C0.08%、Si0.025%、Mn0.5%、P0.008%、S0.015%、Cu0.12%。钢丝直径为0.1 mm。图2.4-98所示为Fe-Ni合金丝的电阻值随其碳含量的变化。低碳钢的碳含量与电阻变化率的关系示于图2.4-99。

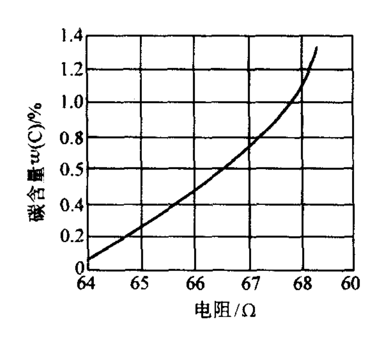


图2.4-98 Fe-Ni合金丝碳含量和电阻值的关系

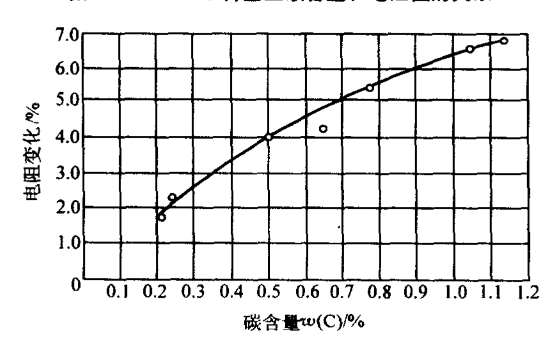


图2.4-99 低碳钢丝增碳后电阻值的变化率

(4) 氧探头法

氧探头是一种可直接测出气体中微量氧的氧浓差固体电池。其构造原理见图2.4-100。氧化锆管的内外壁镀一层铂，作为内外电极，并焊上引出导线。当管内外介质的氧分压（氧含量）有差别时，在电极间便产生一定值的浓差电势 E

$$E=2.303\frac{RT}{4F}\lg\frac{\rho_{O2}}{\rho_{参比}}\ (\text{V}) \tag{2.4-61}$$

$$E=0.0496\,T\lg\frac{\rho_{O2}}{\rho_{参比}}\ (\text{mV}) \tag{2.4-62}$$

式中，ρ_{O2}、$\rho_{参比}$ 为两个电极介质的氧分压（参比气体为空气时，$\rho_{参比}=0.209$）；T 为绝对温度，K；R 为气体常数；F 为法拉第常数。

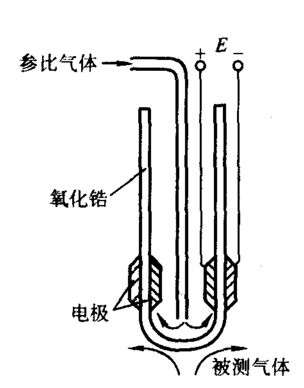


图2.4-100 氧探头示意图

气氛中的氧势定义为

$$\mu_{O2}=RT\lg\rho_{O2}\ (\text{kJ}) \tag{2.4-63}$$

$$\mu_{O2}=0.00457\,T\lg\rho_{O2}\ (\text{kJ}) \tag{2.4-64}$$

在600～1 200℃间，电势 E 和氧势 μ_0 间有如下关系

$$E=10.84\ (\mu_{O2}-\mu_{空气})\ (\text{mV}) \tag{2.4-65}$$

或

$$E=10.84\mu_{O2}+40\ (\text{mV}) \tag{2.4-66}$$

可以把常规方法测定的炉气中 CO_2、CO/CO_2 含量和露点等因素与氧势的关系（亦即氧势与碳势的关系）建立起来。这样就可以用氧探头进行炉气碳势的测量和控制。图2.4-101所示为放热式气、氨分解气的氧势和 CO/CO_2 比值、氧势和气氛露点间的关系。用丙烷制备吸热式气的氧势和碳势的关系示于图2.4-102。

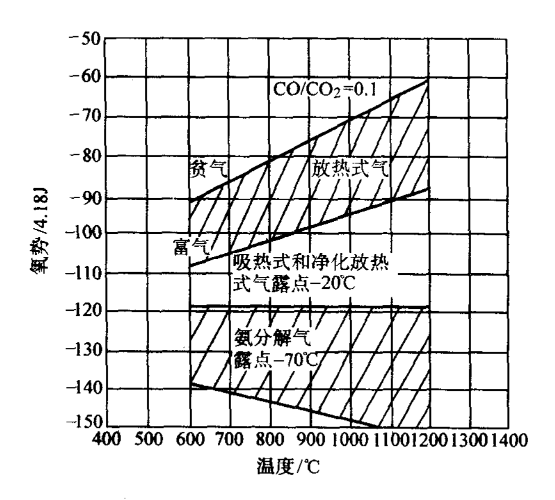


图2.4-101 放热式气和氨分解气的 CO/CO_2 露点与氧势的关系

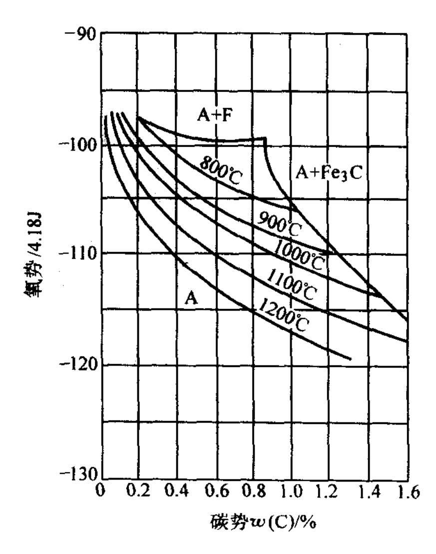


图2.4-102 丙烷制备吸热式气氛的氧势和碳势间的关系

氧探头在一般工业气氛中于1 150℃可连续使用12～18个月。由于可直接放在炉中测量而无需取样，灵敏度及准确性高，应答速度可达0.1～0.015 5 s。它的结构简单，制造成本不高，几乎已完全取代了红外仪。

(5) 各种分析方法的比较

各种气体分析和炉气碳势、氧势控制方法的比较列于表2.4-29中。

表 2.4-29　在 925℃炉气碳势 $\varphi(C)$ 为 0.8% 时各种分析方法的比较

原理	仪器名称	灵敏度	应答速度	炉温变动 ±10℃ 时的变化
测定露点	LiCl 露点仪	$\varphi(C)\pm0.05\%$	12 ~ 15 min	$\varphi(C)\pm0.04\%$
测定 CO_2	红外线分析仪	$\varphi(C)\pm0.02\%$	10 ~ 20 s	$\varphi(C)\pm0.06\%$
电阻法	铁丝电阻仪	$\varphi(C)\pm0.04\%$	7 min (ϕ0.05 mm)	$\varphi(C)\pm0.06\%$
		$\varphi(C)\pm0.04\%$	18 min (ϕ0.1 mm)	$\varphi(C)\pm0.06\%$
氧势法	ZrO_2 氧探头	$\varphi(C)\pm0.015\%$	0 s	$\varphi(C)\pm0.04\%$

7　加热熔盐和流态床

熔融金属及熔盐是传统的加热介质，具有工件加热快、氧化脱碳少等优点。一些含活性成分的熔盐还是化学热处理的渗剂。熔融金属过去多用铅，主要用于弹簧钢丝的等温淬火，因有毒，现在很少使用。盐浴多用于中小件，如工模具的整体加热处理，个别情况下也有用于表面加热的。

流态床也称沸腾层或假液态层。用于流态床加热的设备称浮（流）动粒子炉，由于加热升温快，在不连续生产时比盐浴炉能耗小，在浮动粒子炉中也可进行各种化学热处理过程。

7.1　加热熔盐的成分及用途

一般热处理加热常使用两种或两种以上的混合盐。热处理对熔盐的具体要求是：①成分稳定；②对工件、坩埚和炉衬耐火材料侵蚀性小；③对金属和钢材的氧化脱碳不严重；④蒸发损失小；⑤工件的带出损失小；⑥处理后的工件表面易清理；⑦无毒、不污染环境。

（1）金属及其化合物的熔点（见表 2.4-30）

表 2.4-30　金属及其化合物的熔点　℃

元素及化合物 \ 金属盐类	一价金属盐					二价金属盐					三价金属盐	
	Li	Na	K	Rb	Cs	Ca	Sr	Ba	Be	Mg	Al	Ce
纯金属	179	97.7	63.5	3 900	28.45	808	~800	850	1 278	650	660	635
F	846	992	857	790	684	1 354	902	1 280	—	1 270	—	1 324
Cl	609	801.3	773.2	714.5	638	776	872	961	425	714	190	848
Br	548	763	739	675.5	631.5	745	643	865	490	711	96	—
I	450	660.3	683.4	639.7	621.0	740	507	740	510	—	190	752
O	—	318.4	360.4	301	—	2 574	2 430	1 923	2 450	2 800	2 030	1 692
S	445	445	471	420	460	—	—	—	—	—	1 100	—
CO_3	618	851	891	837	—	1 314	1 497	1 740	—	—	—	—
SO_4	856	884	1 069.5	1 062.5	1 007.5	1 450	1 580	1 580	—	1 124	—	—
NO_3	264	308	—	369.5	110.5	~560	570	592	—	—	—	—

（2）常用混合盐的相图

常用混合盐有二元、三元及多元体系。常用的二元体系有 $NaNO_3$-KNO_3、$NaNO_2$-$NaNO_3$、NaCl-KCl、NaCl-$BaCl_2$、KCl-$BaCl_2$、$BaCl_2$-$CaCl_2$、NaCl-Na_2CO_3、KCl-Na_2CO_3、$BaCl_2$-Na_2CO_3 等。常用的三元体系有 $BaCl_2$-KCl-NaCl。这些二元、三元混合盐体系的相图列于图 2.4-103 ~ 图 2.4-112。

（3）熔盐的化学反应及其与钢的作用

1）熔盐的老化变质反应　熔盐和大气中的氧以及内部溶解的氧及水分在高温下发生以下反应

$$2NaCl + 1/2O_2 = Na_2O + Cl_2 \quad (2.4\text{-}67)$$

$$BaCl_2 + 1/2O_2 = BaO + Cl_2 \quad (2.4\text{-}68)$$

$$NaCl + H_2O = NaOH + HCl \quad (2.4\text{-}69)$$

$$2NaOH = Na_2O + H_2O \quad (2.4\text{-}70)$$

$$BaCl_2 + H_2O = Ba(OH)Cl + HCl \quad (2.4\text{-}71)$$

$$Ba(OH)Cl = BaO + HCl \quad (2.4\text{-}72)$$

$$BaCl + 2H_2O = Ba(OH)_2 + 2HCl \quad (2.4\text{-}73)$$

$$Ba(OH)_2 = BaO + H_2O \quad (2.4\text{-}74)$$

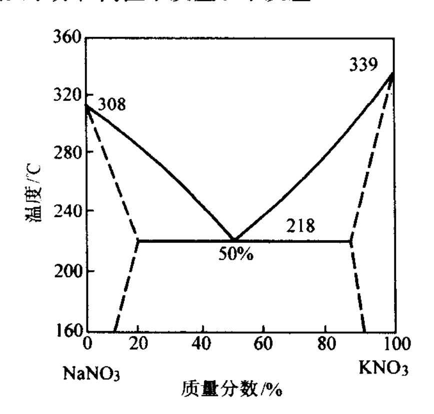


图 2.4-103　$NaNO_3$-KNO_3 相图

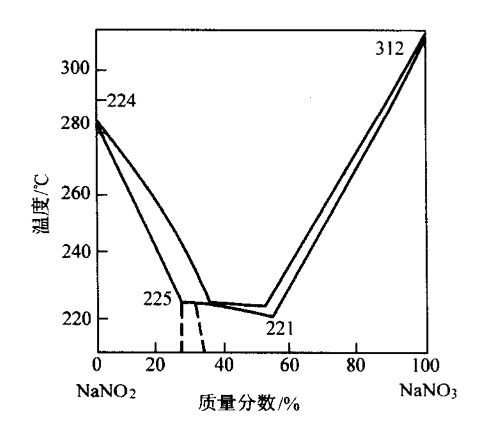


图 2.4-104　$NaNO_2$-$NaNO_3$ 相图

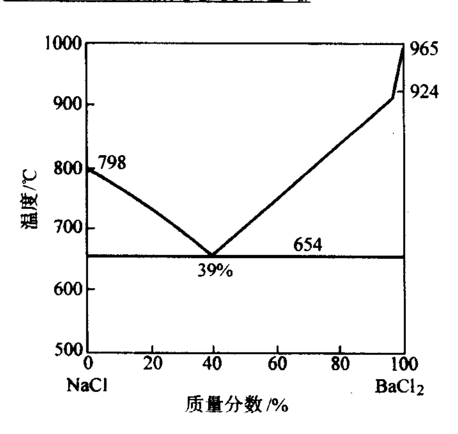


图 2.4-105 NaCl-BaCl₂ 相图

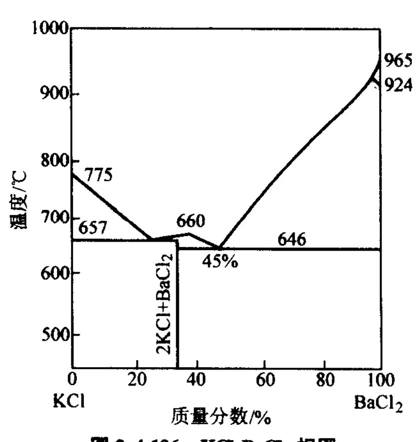


图 2.4-106 KCl-BaCl₂ 相图

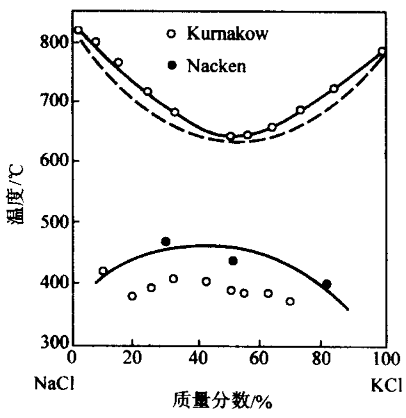


图 2.4-107 NaCl-KCl 相图

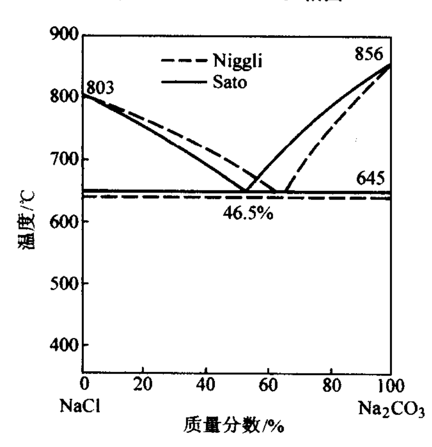


图 2.4-108 NaCl-Na₂CO₃ 相图

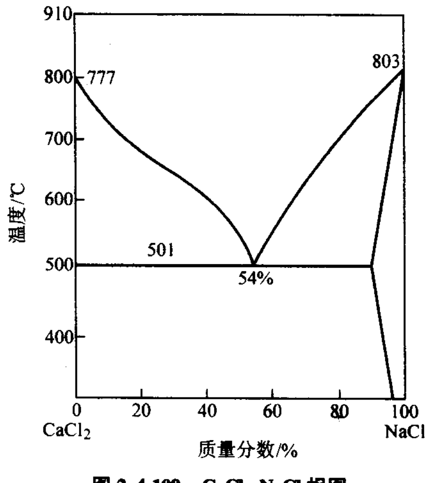


图 2.4-109 CaCl₂-NaCl 相图

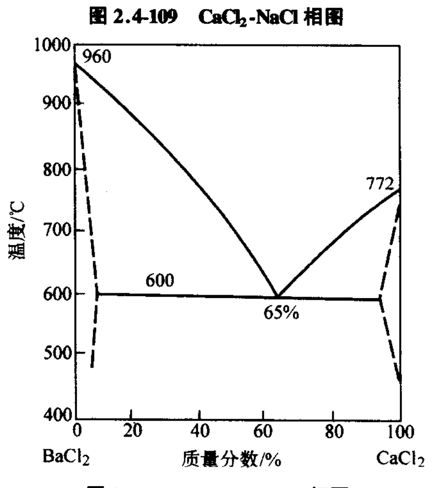


图 2.4-110 BaCl₂-CaCl₂ 相图

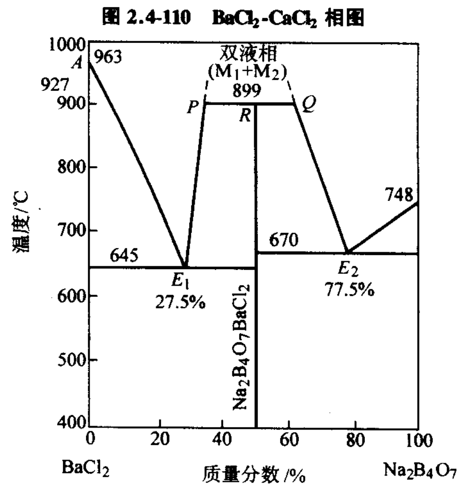


图 2.4-111 BaCl₂-Na₂B₄O₇ 相图

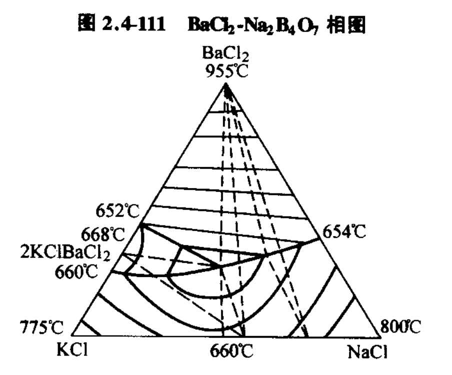


图 2.4-112 BaCl₂-NaCl-KCl 相图

随着熔盐在大气中暴露时间的延续，Na_2O、BaO 会逐渐增多，并连续不断地产生 Cl_2、HCl 和 H_2O，如不及时采取脱氧措施，便会导致盐浴老化，使钢产生严重的氧化和脱碳。反应生成物 Cl_2、HCl 也会引起工件、金属坩埚和耐火炉衬的严重腐蚀。图 2.4-113 所示为 NaCl 70% + $BaCl_2$ 30%（质量分数）混合熔在 800℃于不同条件下保持时的老化情况[●]。

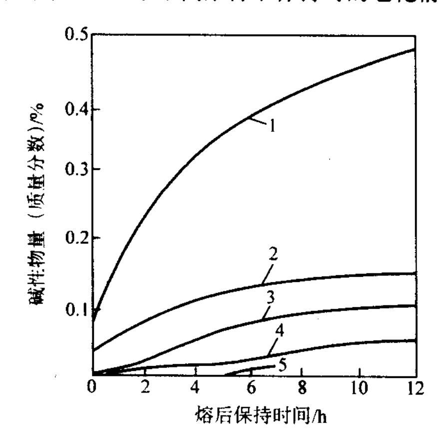


图 2.4-113　70% NaCl + 30% $BaCl_2$ 盐浴在 800℃时的老化

1—盐浴表面饱和水蒸气；2—常温大气压下饱和水分；3—含水分的 N_2；4—干燥空气；5—干燥 N_2

2）熔盐和钢表面的作用　会发生下列反应

$$Fe + 1/2O_2 = FeO \quad (2.4\text{-}75)$$

$$C_{(\gamma-Fe)} + 1/2O_2 = CO \quad (2.4\text{-}76)$$

$$Fe + H_2O = FeO + H_2 \quad (2.4\text{-}77)$$

$$C_{(\gamma-Fe)} + H_2O = CO + H_2 \quad (2.4\text{-}78)$$

熔盐中的硫酸盐和碳酸盐等杂质与钢表面反应引起侵蚀、氧化与脱碳，有如下反应

$$4Fe + Na_2SO_4 = 3FeO + Na_2O + FeS \quad (2.4\text{-}79)$$

$$Na_2CO_3 = Na_2O + CO_2 \quad (2.4\text{-}80)$$

$$Fe + CO_2 = FeO + CO \quad (2.4\text{-}81)$$

$$C_{(\gamma-Fe)} + CO_2 = 2CO \quad (2.4\text{-}82)$$

盐浴反应生成的腐蚀性气体 Cl_2、HCl 与钢表面已形成的氧化膜发生反应

$$Fe_3O_4 + 3Cl_2 = 3FeCl_2 + 2O_2 \quad (2.4\text{-}83)$$

$$Fe_3O_4 + 8HCl = 3FeCl_2 + 4H_2O + Cl_2 \quad (2.4\text{-}84)$$

所产生的 $FeCl_2$ 挥发性强，使整个反应得以向右方进行。

（4）盐中的杂质对产品质量的影响（见表 2.4-31）

（5）熔盐在高温下的蒸发和工件带出损失

熔盐在高温下的蒸发速度和带出损失决定着盐的消耗和生产成本，也是加热用盐的一个重要指标。表 2.4-32 所列为各种熔盐蒸发速度的实测数据。图 2.4-114～图 2.4-118 所示为常用盐浴在不同温度下的黏附量（测试方法为：20 mm × 20 mm × 1 mm 钢试片在 ϕ60 mm × 70 mm 坩埚盐浴中加热 3 min，然后以 10 mm/s 速度抽出称重）。

表 2.4-31　盐中杂质对热处理质量的影响

杂质	对工件质量的影响	改善措施
Na_2SO_4 $CaSO_4$ $MgSO_4$	工业 NaCl 中常含 0.5%～1% 的此类硫酸盐，后者在高温分解：$Na_2SO_4 \longrightarrow Na_2O + SO_3$，$2SO_3 \longrightarrow 2SO_2 + O_2$ 生成氧化物，助长钢的氧化、脱碳，并与钢中的 Fe 作用：$2Fe + 2Na_2SO_4 \longrightarrow 2FeS + 3O_2 + 2Na_2O$，产生的 FeS 对工件有侵蚀，在钢件表面形成点蚀	1）新盐浴经 10～15 h 时效后，侵蚀、氧化脱碳减轻 2）定期加脱氧剂 3）用石灰乳 $Ca(OH)_2$ 精制
$BaSO_4$	是高温用盐 BaCl 中的杂质，在高温下分解 $BaSO_4 \longrightarrow BaO + SO_2 + 1/2O_2$，对高速钢刀具有强烈腐蚀作用，并引起氧化脱碳，尤其是新盐浴，点蚀作用强烈	
$CaCl_2$ $MgCl_2$	极易吸湿，助长水分的不良影响，对钢有明显的侵蚀	1）用前干燥 2）停炉时要防止吸水 3）用石灰乳精制产生 Ca、Mg 盐沉淀，然后除去
Na_2CO_3 $CaCO_3$ $MgCO_3$	含碳酸盐盐浴本身显碱性，在熔化初期有较强的氧化脱碳作用，在 > 800℃经 15～20 h 碱性物挥发，氧化脱碳逐渐减小	新盐时效后使用
NaOH KOH	含苛性碱浴具有强碱性，在约 500℃易使钢表面产生氧化膜，不会引起点蚀，但由于 NaOH 的饱和蒸气压高，在 800℃的蒸气压为 506 Pa（NaCl 和 $BaCl_2$ 相应为 133 Pa 和 0.34 Pa），因而极易蒸发，新盐经 15～20 h 后氧化脱碳明显减轻	新盐时效后使用

表 2.4-32　各种盐浴蒸发速度的实测数据[①]

熔　盐	温度/℃	标准蒸发速度/mg·(cm²·h)⁻¹	蒸发系数 α
NaCl	1 000	51.0	约 5.2×10^3
KCl	1 000	85.1	约 3.6×10^3
$BaCl_2$	1 000	46.8	约 5.5×10^3
$CaCl_2$	1 000	36.2	约 4.0×10^3
$MgCl_2$	700	297.8	约 3.6×10^3
$NaNO_3$	700	40.4	约 1.9×10^3
KNO_3	550	40.5	约 2.7×10^3

● 老化情况以折算成的 Na_2O 百分比来衡量。具体测定方法是取 2 g 盐样，溶于 40 mL 水中，然后再用 0.02 mol/L 的 LiCl 溶液滴定。

续表 2.4-32

熔　　盐	温度/℃	标准蒸发速度/mg·$(cm^2·h)^{-1}$	蒸发系数 α
KOH	550	182.9	约 $1.3×10^3$
$NaCl+BaCl_2$（3:1）	1 000	94.6	约 $5.7×10^3$
$NaCl+BaCl_2$（1:1）	1 000	40.4	约 $5.0×10^3$
$NaCl+BaCl_2$（1:3）	1 000	34.0	约 $6.0×10^3$
$NaCl+KCl$（1:1）	900	57.4	约 $3.7×10^3$
$KCl+BaCl_2$（1:1）	900	38.3	约 $3.5×10^3$
$NaCl+KCl+BaCl_2$（1:1）	900	23.4	约 $4.2×10^3$
$KCl+BaCl_2$（3:1）	1 000	61.7	约 $4.4×10^3$
$CaCl_2+BaCl_2$（1:1）	1 000	14.9	约 $4.7×10^3$
$NaNO_3+KNO_3$（3:1）	700	80.8	约 $2.2×10^3$
$NaCl+MgCl_2$（3:1）	700	36.2	约 $3.2×10^3$
$NaCl+MgCl_2$（1:1）	700	68.1	约 $3.0×10^3$
$NaCl+MgCl_2$（1:3）	700	170.2	约 $2.2×10^3$
$KCl+MgCl_2$（1:1）	700	96.6	约 $4.0×10^3$
AlF_3+NaF（63:37）	1 000	76.6	约 $4.2×10^3$
$AlF_3+NaF+Al_2O_3$（60%+35%+5%）	1 000	85.1	约 $4.4×10^3$

① 用本多式热天平测定。

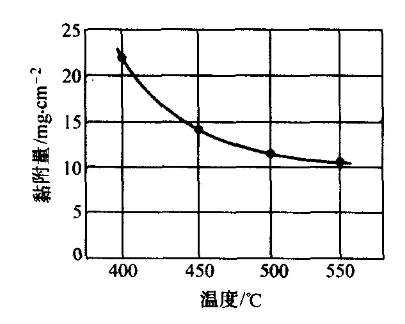


图 2.4-114　$NaNO_3$ 浴的黏附量和温度的关系

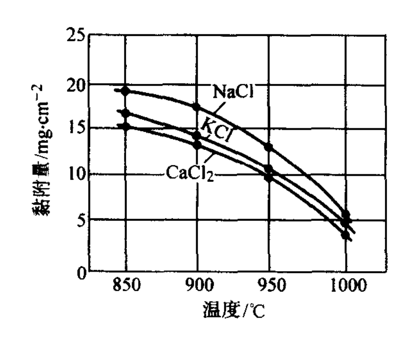


图 2.4-115　NaCl、KCl、$CaCl_2$ 单盐的黏附量和温度的关系

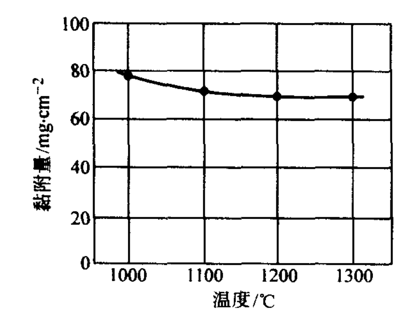


图 2.4-116　$BaCl_2$ 单盐的黏附量和温度的关系

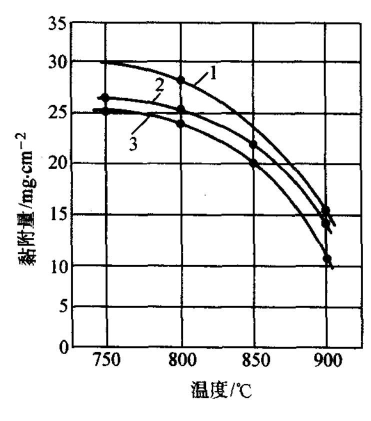


图 2.4-117　$BaCl_2+NaCl$ 混合浴的黏附量和温度的关系

1—NaCl30%；2—NaCl50%；3—NaCl70%

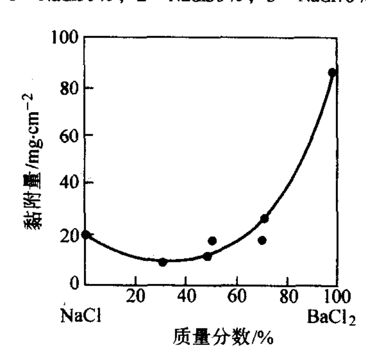


图 2.4-118　$BaCl_2+NaCl$ 混合浴的黏附量随成分的变化（900℃）

（6）加热用熔盐成分及用途

加热用盐浴的成分、配比、特点用途列于表 2.4-33。

7.2　盐浴的脱氧及脱氧剂

由前述可知，引起钢表面受侵蚀、氧化和脱碳的原因是盐浴中的杂质；盐浴高温分解反应；盐浴中溶解的氧、水分；盐浴表面和大气中氧的反应。为了消除盐浴中氧和氧化物的不良影响，可采取定期脱氧措施，即定期往盐浴中加人

脱氧物质。这些物质通过和盐中的氧与氧化物的还原作用，产生不溶解的沉淀，然后通过捞渣除去沉淀物而使盐浴再生。

常用的脱氧物质（脱氧剂）有：木炭、SiC、硅胶（SiO_2）、Ca-Si、Mg-Al、TiO_2、MgF_2、$Na_2B_4O_7$、$K_4Fe(CN)_6$、NaCN 等。这些脱氧剂的脱氧反应、效果和使用条件列于表 2.4-34。表 2.4-35 所列为于 900℃在 $w(BaCl_2)$30% + w(NaCl) 70%混合盐浴中加入不同量的各种脱氧剂的效果。

7.3　长效盐

盐浴脱氧是一个复杂问题。目前尚无可以完全避免工件氧化脱碳，而又不腐蚀炉衬电极的理想脱氧剂，而且生产中脱氧和捞渣的劳动强度很大。因此，研制可显著减轻工件的氧化脱碳、无需脱氧、仅在损耗后补充新盐的长效盐对方便生产和提高产品质量具有重要意义。表 2.4-36 所列为几种中温和高温长效盐举例。

7.4　流态床加热的特点

由于粒子的紊乱流动和强烈循环以及其热容量比气体约大两个数量级，流态床的传热性能很好［传热系数 α 达 1 000 W/(m^2·K)以上］，温度均匀度可达到 5 ~ 10℃，甚至更高。

在流态床中可实现少无氧化加热。当采取燃烧气体鼓风时，若燃烧系数小于 0.5，便可获得无氧化加热效果。随着流态化技术的进步和生产环境的改善，在流态床中的加热有逐步增长的趋势。

对理想炉床材料的主要性能要求是密度。合适的炉料密度为 1 280 ~ 1 600 kg/m^3。选择炉料的依据是传热系数和流态化程度。高密度材料适用于高传热要求，低密度材料易实现流态化。

表 2.4-33　盐浴成分（质量分数）**、特点和用途**

类别	盐浴成分及配比/%	熔点/℃	使用温度/℃	特　　点	用　　途
低温盐浴	20NaOH + 80KOH，另加 $6H_2O$	130	150 ~ 250	1）$NaNO_3$-KNO_3 盐浴应用最为普遍，但易使钢件氧化侵蚀，高温易分解 2）$NaNO_2$-KNO_3 盐浴以摩尔比1∶1 使用最多，熔点 150 ~ 400℃，在 425℃以上钢件易受氧化侵蚀 3）硝盐浴中混入油脂、氰化物、碳粉易爆炸，非常危险 4）含苛性碱 NaOH、KOH 的新浴在 500℃以上引起工件严重氧化随时间推移，逐渐减弱	1）铝合金固溶及时效 2）结构钢，工模具钢回火 3）工模具钢等温及分级淬火
	35NaOH + 65KOH	156	170 ~ 250		
	$45NaNO_3$ + $27.5NaNO_2$ + $27.5KNO_3$	120	240 ~ 260		
	37NaOH + 63KOH	159	180 ~ 350		
	60NaOH + $15NaNO_3$ + $15NaNO_2$ + $10Na_3PO_3$	280	380 ~ 500		
	$95NaNO_3$ + $5Na_2CO_3$	304	380 ~ 520		
	$25KNO_3$ + $75NaNO_3$	240	380 ~ 540		
	75NaOH + $25NaNO_3$	280	420 ~ 540		
	$50NaNO_3$ + $50KNO_2$	143	160 ~ 550		
	$50KNO_3$ + $50NaNO_3$	220	280 ~ 550		
	$50NaNO_2$ + $50KNO_3$	225	280 ~ 550		
	$100NaNO_3$	271	300 ~ 550		
	$100KNO_3$	337	350 ~ 550		
	$100NaNO_2$	317	325 ~ 550		
	$25NaNO_2$ + $25NaNO_3$ + $50KNO_3$	175	205 ~ 600		
	$50NaNO_3$ + $50NaNO_3$	205	260 ~ 600		
	100KOH	360	400 ~ 650		
	100NaOH	322	350 ~ 700		
	60NaOH + 40NaCl	450	500 ~ 700		
中温盐浴	44NaCl + $56MgCl_2$	430	480 ~ 780	1）$BaCl_2$-KCl 盐浴以摩尔比 2∶3（67.2% $BaCl_2$ + 32.8% KCl）最稳定 2）$BaCl_2$-NaCl 盐浴很稳定，钢件易产生点蚀，油淬火后表面盐难消除，以摩尔比 2∶3（70% $BaCl_2$-30% NaCl）盐使用最广 3）$BaCl_2$-$CaCl_2$ 盐浴流动性好，在大气中放置会大量吸收水分，重新加热工件易生锈 4）$CaCl_2$-NaCl 盐浴流动性好，吸湿，工件易生锈 5）BaCl-CaCl-KCl 盐浴性质与 $BaCl_2$-NaCl 和 $BaCl_2$-KCl 无大差别，但可消除点蚀	1）结构钢、碳素工具钢、合金工具钢淬火加热 2）高速钢预热，回火等温淬火 3）钢铁和非铁金属钎焊
	21NaCl + $31BaCl_2$ + $48CaCl_2$	435	480 ~ 780		
	27.5NaCl + $72.5CaCl_2$	500	560 ~ 800		
	50KCl + $50Na_2CO_3$	560	590 ~ 820		
	33.7NaCl + 66.3LiCl	552	570 ~ 850		
	20NaCl + 30KCl + $50BaCl_2$	560	580 ~ 850		
	45KCl + $45Na_2CO_3$ + 10NaCl	590	630 ~ 850		
	10NaCl + 45KCl + $45Na_2CO_3$	595	630 ~ 850		
	$50BaCl_2$ + $50CaCl_2$	595	630 ~ 850		
	50KCl + 20NaCl + $30CaCl_2$	530	560 ~ 870		
	34NaCl + $33BaCl_2$ + $33CaCl_2$	570	600 ~ 870		
	73.5KCl + $26.5CaCl_2$	600	630 ~ 870		

续表 2.4-33

类别	盐浴成分及配比/%	熔点/℃	使用温度/℃	特 点	用 途
中温盐浴	40.8$BaCl_2$ + 59.2Na_2CO_3	606	630 ~ 870	1）$BaCl_2$-KCl 盐浴以摩尔比 2∶3（67.2% $BaCl_2$ + 32.8% KCl）最稳定 2）$BaCl_2$-NaCl 盐浴很稳定，钢件易产生点蚀，油淬火后表面盐难消除，以摩尔比 2∶3（70% $BaCl_2$-30NaCl）盐使用最广 3）$BaCl_2$-$CaCl_2$ 盐浴流动性好，在大气中放置会大量吸收水分，重新加热工件易生锈 4）$CaCl_2$-NaCl 盐浴流动性好，吸湿，工件易生锈 5）BaCl-CaCl-KCl 盐浴性质与 $BaCl_2$-NaCl 和 $BaCl_2$-KCl 无大差别，但可清除点蚀	1）结构钢、碳素工具钢、合金工具钢淬火加热 2）高速钢预热，回火等温淬火 3）钢铁和非铁金属钎焊
	22.5NaCl + 77.5$BaCl_2$	635	665 ~ 870		
	50$BaCl_2$ + 20NaCl + 30KCl	560	580 ~ 880		
	83.7$BaCl_2$ + 16.3Na_2CO_3	640	680 ~ 880		
	55NaCl + 45$BaCl_2$	540	570 ~ 900		
	50NaCl + 50Na_2CO_3（K_2CO_3）	560	690 ~ 900		
	35NaCl + 65Na_2CO_3	620	650 ~ 900		
	67.2$BaCl_2$ + 32.8KCl	646	670 ~ 900		
	44NaCl + 56KCl	607	720 ~ 900		
	50$BaCl_2$ + 50NaCl	600	650 ~ 1 000		
	50$BaCl_2$ + 50KCl	640	670 ~ 1 000		
	50NaCl + 50KCl	670	720 ~ 1 000		
	70 ~ 30$BaCl_2$ + 30 ~ 70NaCl	约 700	750 ~ 1 000		
	80 ~ 90$BaCl_2$ + 20 ~ 10NaCl	约 760	820 ~ 1 000		
	100Na_2CO_3	852	900 ~ 1 000		
	100KCl	772	800 ~ 1 000		
	100NaCl	820	850 ~ 1 100		
	5NaCl + 9KCl + 86$Na_2B_4O_7$	640	900 ~ 1 100		
	27.5KCl + 72.5$Na_2B_4O_7$	660	900 ~ 1 100		
	14NaCl + 86$Na_2B_4O_7$	710	900 ~ 1 100		
	90$BaCl_2$ + 10NaCl	约 870	950 ~ 1 100		
高温盐浴	100$BaCl_2$	960	1 000 ~ 1 350	1）$BaCl_2$ 单盐高温易蒸发，氧化变质快 2）添加高熔点氟盐可减少蒸发，但侵蚀金属和炉衬 3）硼砂盐浴防氧化、脱碳作用不明显，且难熔化，盐浴黏性大，附在工件上不易清除，故很少用于一般加热，主要用做渗硼、渗金属的基盐	1）高合金钢淬火加热 2）高强度不锈钢固溶处理 3）高温钎焊
	95$BaCl_2$ + 5NaCl	850	1 000 ~ 1 350		
	70$BaCl_2$ + 30$Na_2B_4O_7$	940	1 050 ~ 1 350		
	95 ~ 97$BaCl_2$ + 5 ~ 3MgF_2	940 ~ 950	1 050 ~ 1 350		
	50$BaCl_2$ + 39NaCl + 8$Na_2B_4O_7$ + 3MgO	—	780 ~ 1 350		

表 2.4-34 常用脱氧剂的脱氧反应、使用条件及脱氧效果

脱氧剂	脱 氧 反 应	使 用 条 件	脱 氧 效 果
木炭	$Na_2SO_4 + 4C \longrightarrow 4CO + Na_2S$	用约 15 mm 的炭块，经清水冲洗干燥后插入盐浴中	可除去盐浴中的硫酸盐杂质
SiC	$2Na_2CO_3 + SiC \longrightarrow Na_2SiO_3 + Na_2O + 2CO + C$	粒度 0.154 ~ 0.125 mm（100 ~ 120 目）	产生的 CO、C 可使氧化物还原，其脱氧效果不理想
硅胶（SiO）	$BaO + SiO_2 \longrightarrow BaSiO_3$	与 TiO 配合使用	脱氧作用较弱，对电极有严重侵蚀
Ca-Si	$2Ca + O_2 \longrightarrow 2CaO$ $Si + O_2 \longrightarrow SiO_2$ $Ca + BaO \longrightarrow CaO + Ba$ $2BaO + 5Si \longrightarrow 2BaSi_2 + SiO_2$ $2Ca + 3SiO_2 \longrightarrow 2CaSiO_3 + Si$ $BaO + SiO_2 \longrightarrow BaSiO_3$	Ca-Si 的成分（质量分数）为 Si60% ~ 70%，Ca20% ~ 30%，少量 Fe、Al 添加后具有迟效性，在高温保持 15 ~ 20 min 后才能进行工件加热，在高温（> 1 200℃）不易捞渣	作用时间长，和 TiO_2 并用能弥补 TiO_2 的迟效性不佳
Mg-Al	$4Al + 3O_2 \longrightarrow 2Al_2O_3$ $Al_2O_3 + Na_2O \longrightarrow 2NaAlO_2$	粒度 0.5 ~ 1 mm，Mg∶Al = 1∶1，具有速效性	具有强烈脱氧、脱硫作用，适合中温，盐浴脱氧

续表 2.4-34

脱氧剂	脱 氧 反 应	使 用 条 件	脱 氧 效 果
TiO_2	$TiO_2 + BaO \longrightarrow BaTiO_3$ $TiO_2 + FeO \longrightarrow FeTiO_3$	不易捞渣，最好与硅胶配合使用	脱氧作用强，速效性好，迟效性差，适用于 1 000℃以上的高温浴，1 000℃以下不宜单独使用
$Na_2B_4O_7 \cdot 10H_2O$	$Na_2B_4O_7 \longrightarrow 2NaBO_2 + B_2O_3$ $B_2O_3 + BaO \longrightarrow Ba(BO_2)_2$ $B_2O_3 + FeO \longrightarrow Fe(BO_2)_2$	使用前先脱去结晶水，加入量大（2% ~ 5%）	不能完全防止脱碳，易侵蚀炉衬和电极
MgF_2	$MgF_2 + BaO \longrightarrow BaF_2 + MgO$ $MgO + Fe_2O_3 \longrightarrow MgO \cdot Fe_2O_3$	对工件、炉衬、电极有侵蚀，添加氟石可缓和	添加氟石用于高温盐浴脱氧效果好、腐蚀小
NaCN	$2NaCN + O_2 \longrightarrow 2NaCNO$ $2NaCNO + O_2 \longrightarrow Na_2CO_3 + CO + 2N$	剧毒，一般很少用	脱氧效果好，产生的碳酸盐会迅速使盐浴劣化
$K_4Fe(CN)_6$	$K_4Fe(CN)_6 \longrightarrow 4KCN + Fe(CN)_2$ $K_4Fe(CN)_6 \longrightarrow 4KCN + Fe + 2C + 2N$ $2KCN + O_2 \longrightarrow 2KCNO$ $2KCNO + O_2 \longrightarrow K_2CO_3 + CO + 2N$	反应产物有毒，已很少用	具有和 NaCN 相同的缺点

表 2.4-35　在 30% $BaCl_2$ + 70% NaCl 盐浴中加入脱氧剂的效果（900℃，1 h，盐浴表面和正常大气接触）

脱氧剂			脱碳层/mm			氧化量/mg·cm^{-2}		
名称	添加量[①] /%	粒度 /mm（目）	w(C) 0.23%钢	w(C) 0.6%钢	w(C) 0.8%钢	w(C) 0.23%钢	w(C) 0.6%钢	w(C) 0.8%钢
Mg	2.4	0.60（30）	0	0.09	轻微	6.57	6.84	23.60
Al	2.7	0.18（80）	0	轻微	0	7.26	6.89	26.65
含 w(C)3.2%钢粉	7.8	0.60（30）	0.12	0.20	0.09	12.72	12.62	22.65
Mg - Al（1:1）	3.1	0.60（30）	0.04	0	0	9.20	7.79	14.00
Al - Fe（1:1）	5.3	0.60（30）	0.02	0.06	0.08	20.61	10.11	17.62
Si	2.1	0.60（30）	0	0.13	0.05	22.28	21.52	23.87
Fe - Si	4.95	0.60（30）	0	0.07	0	23.81	15.60	22.83
Fe - Mn	3.0	0.60（30）	0	0.09	0.10	17.49	16.09	17.06
$CaSi_2$ w((Si)55%，w(Ca)45%)	3.0	0.60（30）	0.02	0.08	0.07	19.54	17.08	17.71
CaC	3.0	0.60（30）	0	0.11	0.13	11.23	10.46	14.53
木炭粉	3.0	0.60（30）	0	轻微	轻微	11.62	16.48	9.8
$Na_2B_4O_7$	3.0	0.60（30）	0.09	0.45	0.25	31.72	40.55	39.23
硅胶（SiO_2）	3.0	0.18（80）	0.08	0.35	0.23 ~ 0（不均匀脱碳）	29.32	24.25	19.80
CaCN	3.0	0.18（80）	0.05	0.14	0.14	17.59	24.24	35.85
骨炭[含 $w(Ca_3(PO_4)_2)$76%]	3.0	0.60（30）	0.04	0.27	0.09 ~ 0.27（不均匀脱碳）	25.14	19.56	28.42
不加脱氧剂			0.18	0.14	0.09 ~ 0.11	12.8	20.21	18.00

① 100% g 混合盐中的添加 g 数。

表 2.4-36　不脱氧长效盐

使用温度/℃	盐浴成分及配比（质量分数）/%	使 用 条 件	使 用 效 果
700 ~ 940	67.9% $BaCl_2$ + 30% NaCl + 2% MgF_2 + 0.1% B	MgF_2 在 900℃，$BaCl_2$ 在 600℃，NaCl 在 400℃焙烧	用含 w(C)1.4%、厚 0.08 mm 钢片在 900℃保持 10 min 测定盐浴活性，经 30 ~ 40 h 后，钢片含 w(C) 1.3% ~ 1.35%，用 9SiCr 钢检验无脱碳层
	66.8% $BaCl_2$ + 30% NaCl + 3% $Na_2B_4O_7$ + 0.2% B	硼砂预先经 600℃焙烧，使用无晶形硼	用上述方法测试的钢片含 w(C)为 1.24% ~ 1.30%，经 60 天使用，处理 40 万件各种钢件脱碳质量合格
	52.8% KCl + 44% NaCl + 3% $Na_2B_4O_7$ + 0.2% B	硼砂经 500 ~ 600℃焙烧 3 h	在 250 kg 盐浴中，于 760 ~ 820℃进行了 T12 钢丝罐加热，然后在碱浴中淬火，使用两个月后钢片试验的碳含量都保持在 w(C)1.28% ~ 1.30%

续表 2.4-36

使用温度/℃	盐浴成分及配比（质量分数）/%	使用条件	使用效果
950～1 050	87.9% $BaCl_2$ + 10% NaCl + 2% MgF_2 + 0.1% B	含 MgF_2 1.5%效果不良	钢片试验结果，碳含量保持在 w(C)1.05%，但在 1 050℃使用时，在前 20～30 h 盐浴面有薄膜和熔渣，加热操作有困难
	85.8% $BaCl_2$ + 10% NaCl + 4% $Na_2B_4O_7$ + 0.2% B	硼砂经焙烧后盐浴稳定性好	钢片试验，碳含量保持 w(C)1.30%以上
	95.9% $BaCl_2$ + 3% MgF_2 + 0.1% B	硼砂预先焙烧，盐浴稳定性好	经一昼夜后钢片试验结果碳含量保持在 w(C) 1.4%～1.3%，经 45 h 可保持 w(C)1.1%

常用的炉床材料为石墨和氧化铝颗粒。颗粒的直径决定着传热系数 α 的大小。颗粒越小，传热效果越好。氧化铝颗粒在 20～30 μm 时，流态床的传热系数最大，小于 20 μm 时，微粒易黏结，传热系数急剧减小。颗粒过细还会导致飞扬，恶化工作环境。

气体流态化速度是决定流态床稳定性的主要因素。对一定密度的材料和一定直径的颗粒，为获得最好传热效果和避免微粒飞扬，存在一个最佳流速。此流速为最低流态化速度的 2～8 倍。图 2.4-119 所示为正常状态下的流态压力降和气流速度的关系。

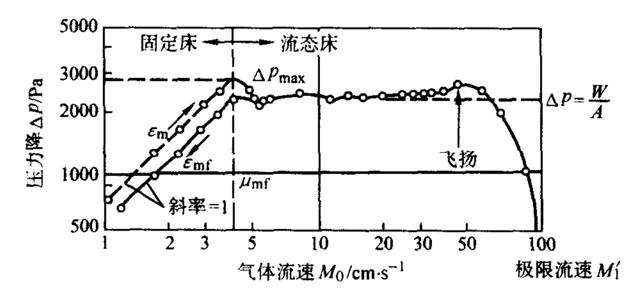


图 2.4-119 均匀粒子流态压力降和气体流速的关系

流态床介质的性能取决于其在 Geldart 图（图 2.4-120）中的位置。Geldart 图可以表达一种固态介质形成气－固态流能力的性质。B 型介质具有最大的传热速度，其中就包括氧化铝。在各种介质中，氧化铝不仅具有最大的传热速率，还具有热稳定性和均匀性。

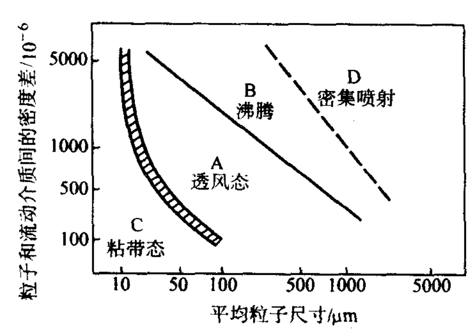


图 2.4-120 影响固态流态床介质性质的 Geldart 图

钢在流态床中的加热速度介于炉中加热和盐浴加热之间，非常接近于盐浴（见图 2.4-121）。往流态床中加入不同量的冷料时，炉温的降低并不显著，而且会很快得到恢复。图 2.4-122 所示为不同装炉量的 ϕ20 mm 钢棒在 0.3 m^3 流态床中加热时炉温的变化和恢复速度。

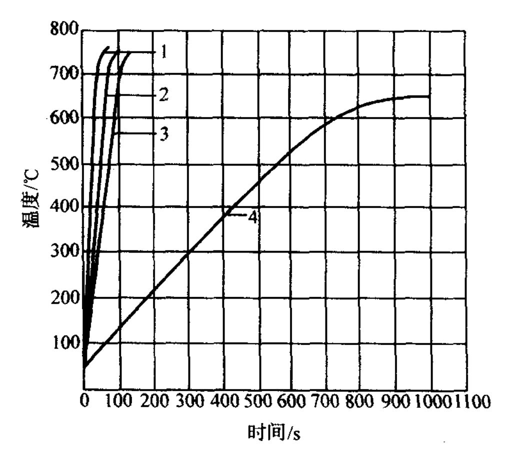


图 2.4-121 ϕ16 mm 钢棒在铅浴、盐浴、流态床和普通电阻炉中的加热速度

1—铅浴；2—盐浴；3—流态床；4—电阻炉

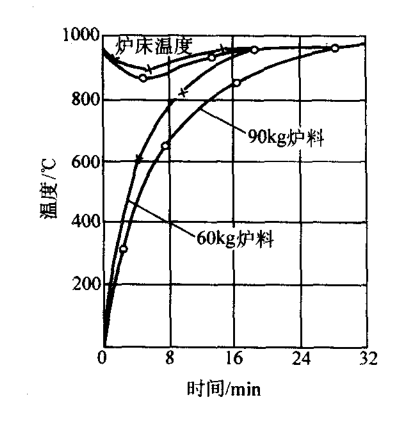


图 2.4-122 钢棒（ϕ25mm）在流态床（0.3 m^3 容积）中加热时的炉温恢复速度

各种形状和尺寸工件在不同类型传热介质中的加热时间示于图 2.4-123。用于淬火冷却的流态床，可以获得宽广的冷却速度范围，从气冷淬火直到较慢速的油淬。

不同气体介质对传热速率有明显影响，尤其是在 600℃以下辐射传热为非主导作用的温度。图 2.4-124 所示为 H_2、He 和 N_2 在不同流速情况下对流态床 600℃时的传热速度影响。可看出 H_2 和 He 具有最大的传热速率，采用混合气体在化学热处理时有重要意义，不仅是从传热速率角度而且也是考虑控制化学反应的速度。

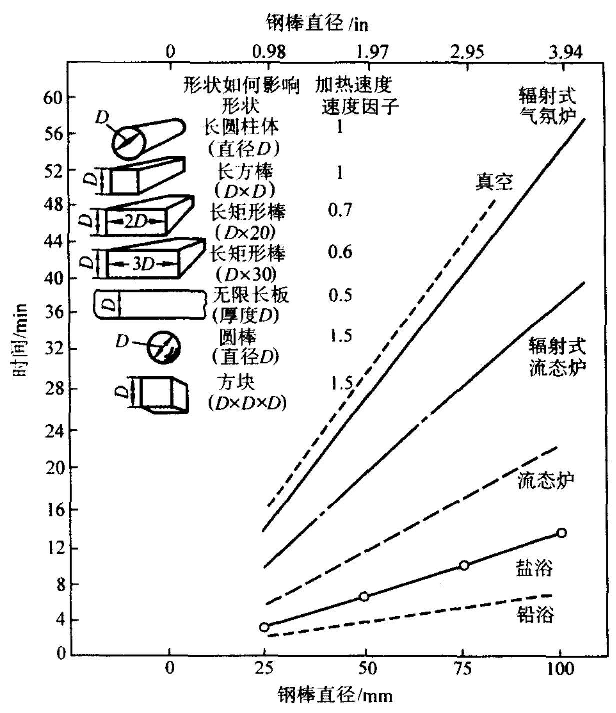


图 2.4-123　各种形状和尺寸的钢件在不同介质中的加热时间比较

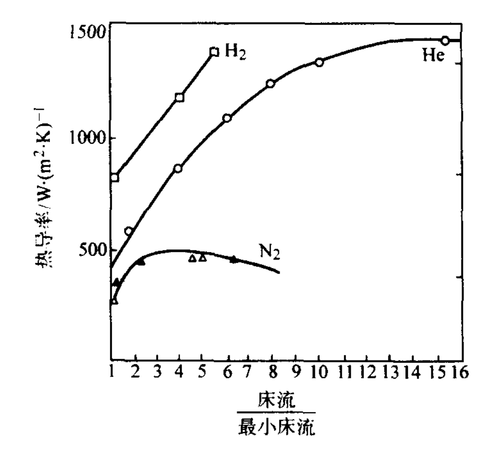


图 2.4-124　在 600℃以下于不同气体介质的流态床中加热时的热导率

往流态床中通入含碳、氮气氛可以实现钢的渗碳、碳氮共渗、氮碳共渗，加热其他相应物质还可以实现渗硼、渗金属和复合渗。

8　真空中的加热

真正的真空是不存在的。可以说，真空也是一种气氛。事实上，比大气压力小的空间统称为真空。表 2.4-37 所列数据为真空中残留气体的量和相应的露点值。

表 2.4-37　不同真空度下的残存杂质量和所对应的露点

真空压力/Torr①	100	10	1	10^{-1}
相应的杂质量（体积分数）/%	13.4	1.34	0.134	0.013 4
相应杂质（质量分数）/10^{-6}				
相应的露点/℃		+11	−18	−40
真空压力/Torr①	10^{-2}	10^{-3}	10^{-4}	10^{-5}
相应的杂质（体积分数）/%				
相应杂质（质量分数）/10^{-6}	13.4	1.34	0.134	0.013 4
相应的露点/℃	−59	−74	−88	−101

① 1 Torr = 133.32 Pa。

一些高纯度惰性气体通常含有 0.1%（体积分数）的活性气体杂质。此纯度相当于 133 Pa 的真空。这种气体用于金属的加热保护，仍然会和金属表面发生反应，所以还需要进一步净化。从净化和保持纯度的（费用）角度考虑，使杂质达到 1×10^{-6}以下的净化是非常困难的。从表 2.4-37 所列数据可知，1×10^{-6}的残存气体相当于 0.133 Pa 真空度。这种真空度用抽真空的方法很容易达到，而且比气体净化到相同程度要便宜得多。

8.1　金属在真空中加热时的行为

金属在一定的真空度下加热时，除可避免氧化烧损，得到光亮的表面质量外，还有脱脂、除气、表面氧化物分解以及合金元素的蒸发等效应。

1）脱脂　工件表面的切削冷却液、润滑剂、防锈油等在真空下加热都可分解成氢、二氧化碳和水蒸气，并在抽气过程中排出。如果工件表面事先未严重玷污或要求不过分严格，在真空加热前可以不进行清洗。

2）脱气　真空对液态金属有明显的除气效果，对固态金属中溶解的气体也有很好的排出作用。金属中最有害的气体是氢。采用真空加热时，可使金属和合金中的氢迅速降至最低程度。

3）氧化物的分解　金属和合金在真空中加热时，如果真空度低于相应氧化物的分解压力，这种氧化物就会发生分解，形成的游离氧立即被排出真空室，使金属表面质量进一步改善，甚至使表面达到活化状态。图 2.4-125 所示为各种金属氧化物的分解压力。

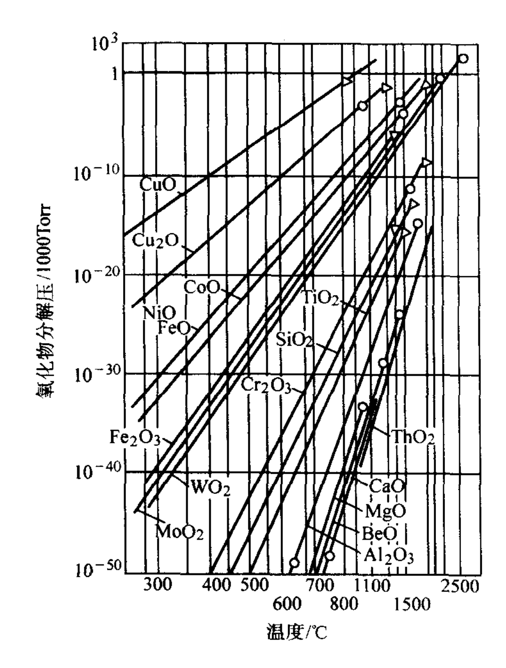


图 2.4-125　各种金属氧化物的分解压力
（1 Torr = 133.32 Pa）

4）合金元素的蒸发　合金在真空中加热时，表面的化学成分与状态经常会发生明显的变化。钢中的合金元素在一定温度下具有不同的蒸气压（见图 2.4-126）。在钢中的各种合金元素中，以锰、铬的蒸气压最高，在真空中加热时它们最容易蒸发（见图 2.4-127 和图 2.4-128）。合金元素在钢表面的蒸发结果，使表面的物理化学性质发生变化以致影响制品的质量和耐用度。为避免合金元素的大量蒸发损失，应采取适当措施。通常的方法是 800℃以下的加热可在真空中进行，800℃以上通以惰性气体。

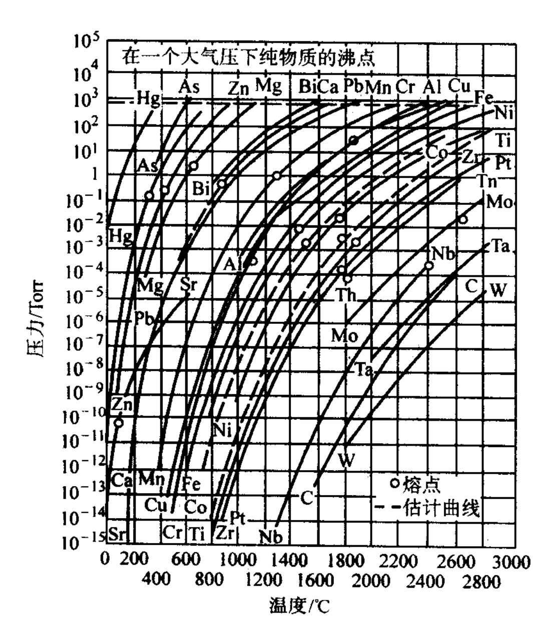


图 2.4-126 各种金属在不同温度下的蒸气压

(1 Torr = 133.32 Pa)

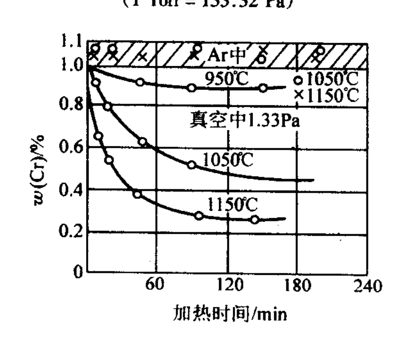


图 2.4-127 铬在真空中于不同温度下的蒸发

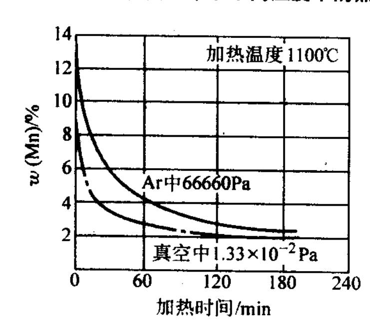


图 2.4-128 $w(\mathrm{Mn})=14\%$钢在真空中加热时的锰的蒸发量

8.2 金属在真空中的加热速度

在真空中加热比在盐浴和气氛中慢。一般真空加热的时间为盐浴的6倍。在周期式炉中，零件的温度滞后于仪表指示的炉温。图 2.4-129 所示为用 ϕ20 mm 和 ϕ50 mm 钢棒在真空中加热时，试棒温度和指示炉温的关系。可以看出，试棒表面温度一旦超过 400℃就发生滞后，在 600℃以下心部温度的升高非常缓慢，超过 600℃升温速度增加。中间在 800℃保持 60 min，可使试棒温度和炉温指示一致。当炉温升到 800℃以上时，试棒温度与炉温趋于接近。

当工件尺寸更大时，工件温度滞后于炉温的现象更为严重。为此必须预先测出滞后的时间数据，否则就不能得到正确的加热温度和保持时间。图 2.4-130 表示在真空炉中施行油淬火前的加热时，奥氏体化温度和工件尺寸对炉温指示与工件温度滞后时间的影响。图中的数据测定方法是采用 ϕ25 mm 和 ϕ164 mm 的试棒，中心插入热电偶，在 880℃进行预热后，当炉温与试棒温度一致时，再继续升到淬火加热温度（1 020℃）。通过一系列试验，测出了炉温指示和工件实际温度的偏差。例如，把直径 40 mm 的工件，从 880℃加热到 1 020℃时，当炉温达到 1 020℃后，要经过 15 min，工件才能达到这个温度。把这个滞后时间和加热时间相加，才能得到所需的保持时间。因此，一定尺寸和一定装炉量的钢件进行真空加热时，在升温过程中往往要设置两个以上的均温台阶。

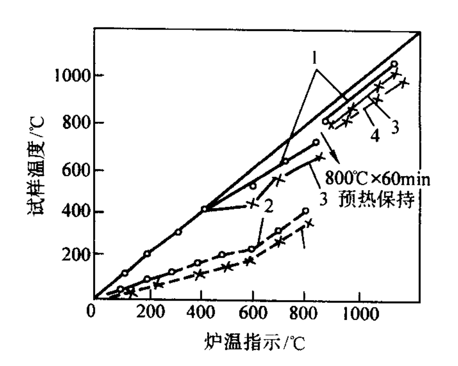


图 2.4-129 真空加热时，炉温与试棒温度的关系

1—ϕ20 mm 试棒表面；2—ϕ20 mm 试棒心部；
3—ϕ50 mm 试棒表面；4—ϕ50 mm 试棒心部

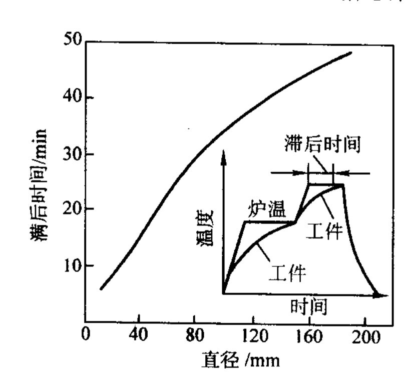


图 2.4-130 在油淬火真空炉中加热时钢的奥氏体化温度、工件尺寸对炉温和工件温度滞后时间的影响

此外，由于真空加热主要依靠辐射，面对发热体的被处理件部分容易受热，升温速度相对要快。所以工件在料盘上的放置间隔和排列方式是一个值得考虑的问题。

金属制品在真空中加热后要以适当的速度冷却才能达到所要求的热处理质量。由于在高真空下工件的冷却速度极慢，而且冷却不会均匀，也难于达到热处理效果，且很不经济，故真空加热后，工件的冷却仍需在气体或液体介质中进行。

编写：樊东黎（全国热处理学会）

第 5 章　材料热处理的冷却

1　钢的过冷奥氏体转变

1.1　过冷奥氏体等温转变图

把奥氏体化的共析钢急冷至临界点（A_1）下某一温度，并在该温度下保持，测定在此温度的开始与终止转变时间和转变量随时间的变化，然后把各个温度的开始和终止转变点或等量转变点连成曲线，即得到所谓的过冷奥氏体等温转变图，亦称 S 曲线或 C 曲线，IT 或 TTT 图。共析钢 T8 的奥氏体等温转变图示于图 2.5-1。图中示出了各种温度下形成的显微组织。表 2.5-1 和表 2.5-2 所列为奥氏体等温转变图和过冷奥氏体转变类型及主要特征。

亚共析钢过冷奥氏体等温转变的特征为经过一段孕育期后先形成先共析铁素体，然后才发生奥氏体→珠光体转变，而过共析钢则先形成先共析渗碳体，然后才发生奥氏体→珠光体转变。

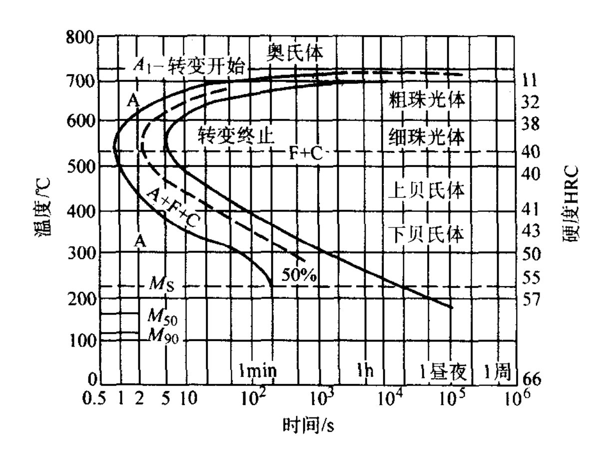


图 2.5-1　T8 钢的奥氏体等温转变图

（900℃奥氏体化，奥氏体晶粒度 6 级）

表 2.5-1　奥氏体等温转变图的主要类型

类　型	A_1 温度 M_S 时间	A_1 温度 M_S 时间	A_1 温度 M_S 时间
化学成分及代表钢号	碳素钢属于此类，含有非形成碳化物元素，如硅、镍、铜、硼等的低合金钢：65Mn、40Ni3，60Si	含有碳化物形成元素铬、钼、钨、钒等合金结构钢：18CrMn，20CrMo，35CrMo，35CrSi	含有碳化物形成元素铬、钼、钨、钒等的高碳合金钢：9SiCr，W18Cr4V
形成原因及特征	珠光体型和贝氏体型转变在相近的温区发生。马氏体点以上只出现一个转变速度的极大值。在亚（过）共析钢的奥氏体分解时转变图上有一条先共析铁素体（渗碳体）的析出线	由于钢中有形成碳化物元素，一方面增加过冷奥氏体的稳定性，同时使转变曲线出现双 C 形特征 在碳含量较低，且含有形成碳化物合金元素的合金结构钢中出现	由于钢中有形成碳化物的元素，一方面增加过冷奥氏体的稳定性，同时使转变曲线出现双 C 形特征 在碳含量较高，且含有形成碳化物合金元素的钢中出现 奥氏体到贝氏体转变时间较长
类　型	温度 M_S 时间	温度 M_S 时间	温度 M_S 时间
化学成分及代表钢号	低碳（0.25%以下）、中碳和高含量的钼、钨、铬、镍、锰钢，如 18Cr2Ni4WA、18Cr2Ni4MoA、25Cr2Ni4WA、35Cr2Ni4MoA	中碳高铬钢及高碳高铬钢，如 3Cr13、4Cr13、3Cr13Si	有碳化物析出倾向的奥氏体钢，如 4Cr14NiW2Mo
形成原因及特征	由于含有钼、钨、铬、镍等元素，强烈地提高了过冷奥氏体的稳定性，使珠光体转变曲线显著地右移。又因碳含量较低，有利于生成贝氏体的 α-相晶核。因而，贝氏体的转变曲线相对地左移	钢中碳含量和合金元素含量较高，使贝氏体的长大速度显著降低，推迟贝氏体的转变	钢的 M_s 点低于室温，在马氏体点以上 A_1 之下不发生任何转变。仅在特殊试验测定时，才能发现过剩碳化物在高温析出

表 2.5-2 过冷奥氏体转变类型及主要特征

主要特征	珠光体转变	贝氏体转变	马氏体转变
扩散性	有 Fe、C 及合金元素的原子扩散	有 C 原子扩散，无 Fe 及合金元素的原子扩散	无扩散性
共格性	无共格性	有共格性，表面有浮凸	有共格性，表面有浮凸
生核性及领先相	生核长大，领先相为渗碳体	生核长大，领先相为 α 相	生核长大
形成组织	两相组织（α 相 + 渗碳体）： 珠光体（P） 索氏体（S） 托氏体（T）	两相组织： 上贝氏体（α 相 + 渗碳体，$B_上$） 下贝氏体（α 相 + ε 碳化物，$B_下$） 粒状贝氏体（α 相 + 渗碳体，$B_粒$）	单相组织： 马氏体（M）
备注	亚（过）共析钢在珠光体转变前还形成先共析铁素体（渗碳体）	上贝氏体转变不能进行到底，继而发生二次珠光体转变	含 $w(C)>0.4\%$ 的钢中存在未转变的残留奥氏体

1.2 奥氏体连续冷却转变图

把奥氏体化的钢以不同冷却速度冷至室温，并在冷却过程中记录下开始和终止转变的温度和时间，或冷却过程中的转变量，然后分别把开始和终止转变点（以及相同转变量的点）连成曲线，便得到奥氏体连续冷却转变图。共析钢的连续和等温转变图示于图 2.5-2。

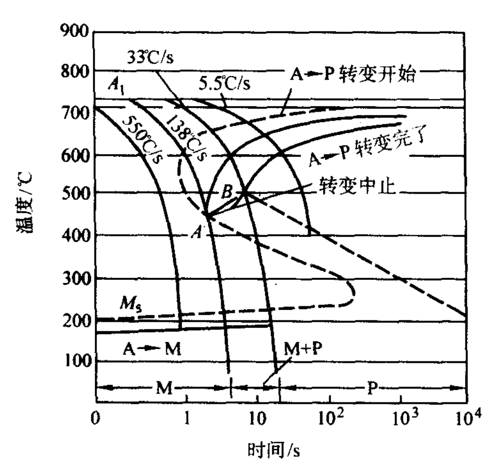


图 2.5-2 共析钢奥氏体连续冷却转变图
（虚线为等温转变图）

由图 2.5-2 可以看出，共析碳钢连续冷却时，只有珠光体而无贝氏体转变；以大于某临界冷速（共析碳钢约 138℃/s）冷却时，可以抑制珠光体和贝氏体转变，并在低温发生马氏体转变。这就是为在钢中得到淬火马氏体组织，必须以较大冷速冷却的缘故。

1.3 钢的淬透性和奥氏体连续冷却转变图的关系

大多数热处理过程是在连续冷却条件下完成的。因此，连续冷却转变图比等温转变图更符合实际生产条件。图 2.5-3 所示为 40CrMo 钢的连续转变和等温转变图。图中重叠有各种冷却速度，并和端淬试样上的位置建立了关系。较快的冷却速度可得到较高硬度的显微组织。由于 40CrMo 钢是亚共析钢，所以在等温转变时有先共析铁素体析出。其中的合金元素 Cr、Mo 会明显延迟铁素体和珠光体的形成，从而可增大形成马氏体和贝氏体的冷却速度范围。连续转变图为钢材淬透性的确定提供了依据。淬火件的马氏体淬硬层深度取决于冷却速度和钢的化学成分。图 2.5-3 所示的合金元素的影响是保证显微组织的高硬度，并在不太剧烈的冷却条件下完成马氏体转变，降低表面拉应力，减少畸变和防止淬火开裂。对于给定的淬火方式，合金化可以增大钢件的马氏体淬硬层深度，即提高其淬透性。表 2.5-3 和表 2.5-4 所列为连续冷却转变的特点主要类型。

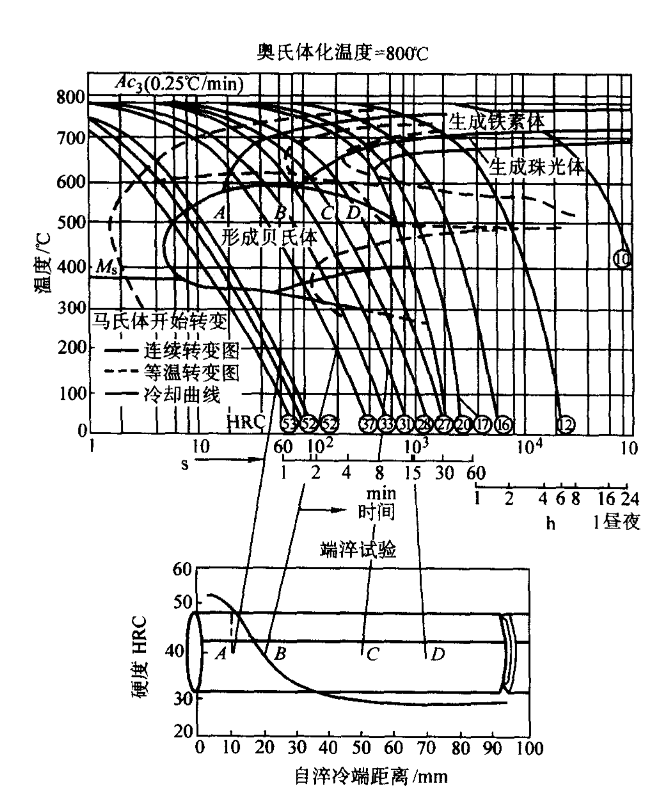


图 2.5-3 40CrMo 钢奥氏体连续冷却转变图（实线）**和等温转变图**（虚线）
（奥氏体化温度 860℃，各种冷速是按端淬试样的各点的位置确定的）

表 2.5-3　奥氏体连续冷却转变特点

特　点		说　明
共析碳钢	共析碳钢连续冷却转变图形的特征	只有 C 形曲线的上半部分，而无中温区的贝氏体转变。因为贝氏体转变的孕育期较长，珠光体转变最不稳定区的孕育期相当短，连续冷却时奥氏体大部分在高温转变为珠光体 在亚共析钢连续冷却时可以发生贝氏体转变
	共析碳钢连续冷却转变的时间和连续冷却转变图的位置	连续冷却转变较等温转变温度低，孕育期和一定量的转变时间更长些。连续冷却转变曲线在 C 形等温转变曲线的右下方
合金钢	合金钢连续冷却转变图形的特征	不论珠光体转变区或贝氏体转变区多半只有 C 形曲线的上半部分 是否存在珠光体型的转变或贝氏体型的转变，以及它们的相对位置，决定于合金元素的种类和含量
	合金钢连续冷却转变图的位置	连续冷却转变曲线在等温转变 C 形曲线的右下方
相变温度特征		相变是在一定温度范围发生
形核长大特征		降温过程中零碎积累形核长大（马氏体相变除外）。冷却时奥氏体经过高温区（珠光体区域上部）势能较小，因而转变孕育期较等温转变的为长
连续冷却转变所生成的组织		有单一的，而在较大截面零件淬火过渡区多半生成混合组织 由于在连续冷却过程中可能发生相变，改变了奥氏体中的成分，因而改变了马氏体转变点，如果在冷却过程中有先共析铁素体析出或上贝氏体形成，将使组织中残留奥氏体量增多

表 2.5-4　奥氏体连续冷却转变图的主要类型

类　型			
转变曲线特征	只有珠光体转变区	有珠光体转变区，同时存在贝氏体转变区；两者相分离，贝氏体转变区超前（孕育期短些）于珠光体转变区	有珠光体转变区，同时存在贝氏体转变区，两者相分离；珠光体转变区超前（孕育期短些）于贝氏体转变区
代表性的成分或钢号	共析碳钢和过共析碳钢；当碳含量在中碳以下，可以存在贝氏体转变区	含碳较低的合金结构钢，例如 35CrMo、35CrSi、22CrMo 等	高碳的合金工具钢，例如 Cr12、Cr12MoV、4Cr5MoSiV
类　型			
转变曲线特征	只有贝氏体转变区	只有珠光体转变区	只有碳化物析出线，马氏体点（M_s）低于 0℃
代表性的成分或钢号	含有较高的 Cr、Ni 元素，特别是含有 Mo（或 W）元素的低碳和中碳合金结构钢。例如 18Cr2Ni4W、35CrNi4Mo 等	中碳高铬钢，例如 3Cr13、4Cr13（加热温度为 1 200℃）	易形成碳化物的奥氏体钢，如 4Cr14Ni14W2Mo 钢

2　钢在冷却过程中的马氏体转变

2.1　马氏体转变的本质

马氏体是碳原子在 α-Fe 中的过饱和固溶体，是钢在奥氏体化加热后，以足够快的冷速使奥氏体过冷到马氏体转变温度（M_s）以下，所形成的亚稳态组织。马氏体具有高的硬度和强度，是钢在热处理（淬火）过程中刻意获得的组织。马氏体相变是无扩散型的，铁原子只是沿着奥氏体的一个晶面发生切变而倾斜（图 2.5-4）。此晶面被称为惯析面。碳在体心立方晶体结构的铁素体中的过饱和，使马氏体晶格产生正方性。马氏体中的碳原子浓度愈高，晶格的正方性（c/a）愈大。

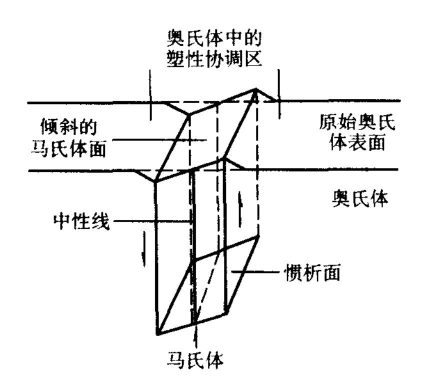


图 2.5-4　马氏体转变的切变位移示意

2.2　马氏体转变量和转变温度范围

马氏体转变具有非热力学性质，即在一定温度下形成的马氏体量与转变时间无关，只是低于 M_s 温度（马氏体开始转变点）的过冷度的函数。淬火冷却到 T_q 温度，形成的马氏体体积分数 f 可用下式表示

$$f = 1 - \exp - [0.011(M_s - T_q)]$$

式中，M_s 点是钢中碳和合金元素含量的函数。图 2.5-5 所示为 M_s 点与钢中碳含量的关系。随着碳含量的增加，M_s 点降低，冷到室温的残留奥氏体愈多。马氏体转变是在一定温度范围进行的，故尚存在一个马氏体终止转变温度 M_f。共析钢的 M_f 点随碳含量的增加而降低，而过共析钢几乎不变（见图 2.5-5）。碳钢 M_s 点随碳含量的变化规律可用下式计算

$$M_s(℃) = 520 - (C\%) \times 320$$

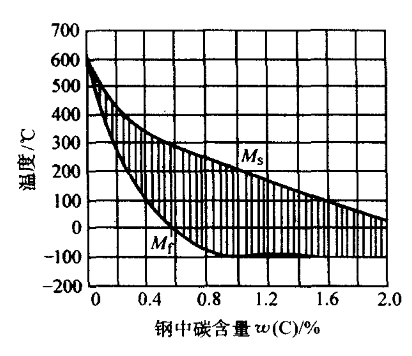


图 2.5-5　钢马氏体转变点和碳含量的关系

钢中合金元素对 M_s 点的影响列于图 2.5-6。合金元素每增加一个质量分数（%）所影响的 M_s 点温度（℃）列于表 2.5-5。合金元素对中碳合金钢影响的经验计算公式如下

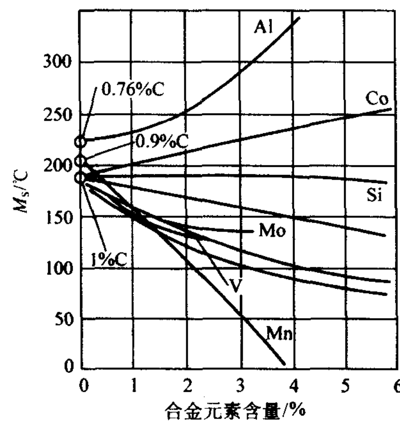


图 2.5-6　中碳合金钢 M_s 点和合金元素含量的关系

$$M_s(℃) = 520 - 320(\%C) - 50(\%Mn) - 30(\%Cr) - 20[\%(Ni + Mo)] - 5[\%(Cu + Si)]$$

表 2.5-5　合金元素每增加 1%（质量分数）对钢 M_s 点的影响

合金元素	Mn	Cr	Ni	V	Si	Mo	Cu	Co	Al
M_s 点移动/℃	-45	-35	-26	-30	0	-25	-7	+12	+18
	-81	-63	-47	-54	0	-45	-13	+22	+32

如果钢的 M_s 和 M_f 点在室温以上，则钢淬火后常温下的组织是马氏体。如果 M_s 在室温以上，M_f 在室温以下，则钢淬火后常温下的组织是马氏体和残留奥氏体。如果 $M_s \sim M_f$ 马氏体转变范围在室温以下，则钢淬火后的常温组织是奥氏体。钢淬火后进一步施行 -70℃以下的冰冷处理和 -150℃以下的深冷处理，可以使绝大部分奥氏体转变为马氏体，再经过低温回火后可使钢在室温下保持稳定的显微组织，钢件保持稳定的尺寸。这一点对于量具和精密轴承等制品至关重要。钢在淬冷过程中于 $M_s \sim M_f$ 区间温度保持（中断冷却）会减少进一步冷却时的马氏体转变量，也就是说分段冷却比连续冷却的马氏体转变量少。此现象被称为“奥氏体的陈化稳定”。

2.3　马氏体形态

1) 板条状马氏体　此为低碳钢淬火后的典型组织。其特点是在马氏体条内有高密度位错的亚结构和微量的未转变奥氏体，具有良好的强韧性。

2) 片状马氏体　高碳钢淬火后的典型组织，在光学显微镜下呈片状、针状或透镜状，多数片中能观察到中脊线，经常还可发现显微裂纹。当钢的奥氏体化温度较高，奥氏体晶粒较大时，淬火组织中还可能出现大量的残留奥氏体。片状马氏体的亚结构是孪晶，故亦称孪晶马氏体。具有片状马氏体组织的钢件有较大的脆性。

3) 条状与片状马氏体混合组织　当钢的碳含量在 0.4%～1.0%（质量分数）范围内时，其淬火组织呈条状和片状混合形态。在钢的奥氏体晶粒度较细和奥氏体化温度不高的前提下，淬火马氏体组织很细，在光学显微下难以分辨，呈细针状或隐针状。

3　金属热处理的冷却过程

在液态介质中的冷却是淬火处理最常用的冷却方式。淬火冷却曲线是表徵淬火介质冷却能力最有说服力的方法。

3.1　淬火冷却曲线

用和淬火工件同样材料制的试件，或用不锈钢、银棒或镍球作为试件，在试件表面或心部焊接热电偶。试验时，先把试件加热到 800℃或以上温度，再将其迅速投入淬火液中，把热电偶温度随冷却时间变化的曲线（冷却曲线）记录下来，即可得到所试验材料在各具体液态介质中的冷却曲线。把冷却曲线用计算机进行微分处理即可得到冷却速度随温度变化曲线，就是淬火剂的冷却速度曲线。在金属棒的不同深度打孔，并焊上热电偶，把金属棒在炉内加热后投入淬火液中施行淬火，可获得金属在特定淬火剂中冷却时的不同深度位置的冷却曲线（见图 2.5-7）。

3.2　金属在液态介质中冷却的特征

金属棒加热后在液态介质中冷却时的表面和心部典型冷却曲线示于图 2.5-8。整个冷却过程按其特征可以划分为四个阶段：固液初始接触阶段、蒸汽膜冷却（膜沸腾）阶段、蒸汽泡冷却（核沸腾）阶段和对流冷却阶段。

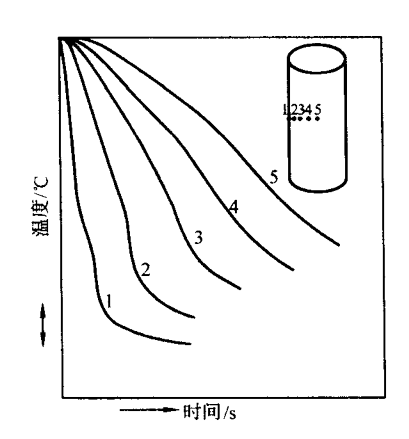


图 2.5-7 金属试棒在水中冷却时沿半径不同深度处的冷却曲线

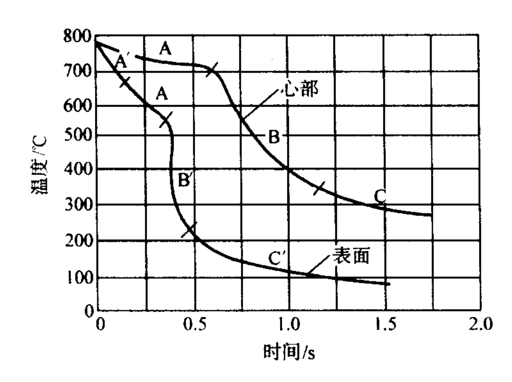


图 2.5-8 金属棒表面和心部的典型冷却曲线，冷却的各个阶段

1）初始接触冷却阶段 相当于图 2.5-8 中的 A′段，持续时间很短，仅为 0.1 s 左右。此阶段是在建立稳定蒸汽膜之前仅在试件表面形成不稳定气泡的阶段，一般很难觉察，只有用极精密仪器才能发现。如果淬火液的黏度很大或液体中溶解有较多气体以及淬火液工作温度接近其沸点时就测不出此段。

2）膜沸腾阶段 当试件表面提供的热量超过其单位面积形成大量蒸汽需要的热量时就进入膜沸腾阶段。其特征是围绕试件形成一层稳定的蒸汽膜，把试件和液体在一段时间内完全分割开。由于透过蒸汽膜的热传导很差，此阶段的冷却速度很小。此阶段在图 2.5-8 上相当于 A 段。膜沸腾阶段的有无和长短因液态介质的不同有很大差异。在 KCl、LiCl、NaOH、H_2SO_4 等非挥发性溶质水溶液中就看不到 A 段。在 $Ba(OH)_2$、$Ca(OH)_2$ 等在水中溶解度低、有不溶沉淀物的溶液或某些胶体水溶液中，蒸汽膜在 A 段长期在试件上附着，导致 A 段和 C 段的延长，尤其对 B 段有强烈抑制作用。在聚乙烯醇、明胶、肥皂和浆糊中，在 A 段的蒸汽套外又会形成胶质层，使 A 段和以后各段的时间延长。

3）泡（核）沸腾阶段 相当于图 2.5-8 中曲线上的 B 段。当被冷表面达到临界温度，蒸汽膜遭到破坏，便进入泡沸腾期。此时热传导加速，液体和被冷却表面接触，产生大量气泡，吸收大量蒸发热。然后气泡脱离金属表面，带走大量的热，在气泡原来的地方进入新的液体。此段的排热速度取决于液体的蒸发热、形成气泡的数量、气泡大小、升起速度以及金属和液体的热交换特性。影响气泡形成和排出速度的因素有液体的表面张力，液体比容、蒸汽比容、外部压力以及被冷表面的温度和性能。

在大量液体淬火冷却条件下，形成大量的微气泡，然后脱离金属表面并浮起，和液流融合乳化、冷凝、排出自身携带的热量。只有少量气泡能浮到液面和破裂。

淬火时，不只是蒸汽泡带走热量，和金属表面接触液体的强烈运动也带走热量。此时的冷却速度达到极大值，制件表面温度迅速降低。当表面温度降到液体沸点，泡沸腾阶段结束，进入对流换热阶段，冷却变缓。

4）对流换热阶段 相当于图 2.5-8 中曲线的 C 段。在此阶段，液体停止沸腾，金属表面和液体完全接触，只靠冷热液体的流动和液体内的热传导而排热，冷速极低。此段的冷速取决于液体的热容、黏度、导热率以及金属和液体的温差。

4 钢的淬透性

4.1 概述

如前所述，钢在淬火冷却过程中的冷速只有大于某个临界数值才能抑制中温转变得到马氏体淬火组织。在特定淬冷条件下，一定化学成分和尺寸的钢件在不同截面位置上的冷速是有差异的，只有达到临界冷速以上的部分钢件体积才能完全转变为马氏体，其余部分按过冷奥氏体连续转变曲线，会穿过中温转变区转变成珠光体，贝氏体组织，形成外层硬、心部软的硬度呈 U 形分布状态。若完全淬透，则基本呈一直线。因此，钢材在奥氏体化加热后，在液态介质中淬冷所形成的马氏体层深度即为该种钢在特定介质中淬火的淬透性。钢的淬透性和钢化学成分（碳和合金元素含量）、淬火冷却烈度（介质种类、搅拌程度、液温等）等因素有关。钢的淬透性既是淬冷方式和介质冷却能力的特性，也是钢材本身具有的特性。利用钢的淬透性曲线，奥氏体连续转变（CCT）图和转变成的组织，可以预见到钢件在截面任意一点的硬度，故淬透性是钢材、介质、环境、工件物理几何因素所决定的钢的热处理的一个重要综合指标。

4.2 Grossmann 的淬透性概念

Grossmann 用一系列不同直径钢棒在液态介质中施行淬火试验，以金相法找出 1/2 长度处心部组织为半马氏体的钢棒直径。此直径被称为此种钢在既定介质中淬火的临界直径 D_{crit}。比 D_{crit} 小的钢棒具有比 50%（体积分数）更多的马氏体和更高的硬度。比 D_{crit} 大的钢棒只能在表面层一定的深度内获得 50% 的马氏体（见图 2.5-9）。D_{crit} 随所选用的液态介质而变化，一旦改变介质则同一钢种就有不同的 D_{crit}。

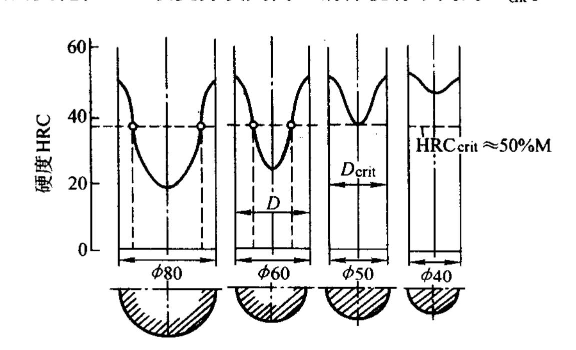


图 2.5-9 按 Grossmann 测出的钢的淬火临界直径

为了确定淬火介质及其状态，Grossmann 按照不同介质和介质的各种状态提出了一个淬火烈度 H 值的概念。表 2.5-6 所列为常用淬火剂在不同搅动条件下的淬火烈度。可见搅动对 H 值影响的剧烈程度。

为了确定与淬火介质无关的钢的淬透性，Grossmann 又引出理想临界直径（D_I）的概念。D_I 被定义为已知钢种在 $H=\infty$ 介质中心部淬到 50%（体积分数）马氏体的圆棒直径。

表2.5-6　常用淬火剂淬火烈度 H 值

搅动情况 \ 淬火剂 H 值	空气	矿物油	水	盐水	240℃盐水
静止	0.02	0.25～0.30	0.9～1.0	2	0.5～0.80
弱搅动	—	0.30～0.35	1.0～1.10	2～2.2	—
中等搅动	—	0.35～0.40	1.2～1.3	—	—
良好搅动	—	0.40～0.50	1.4～1.5	—	—
强搅动	0.05	0.5～0.80	1.6～2.0	—	—
猛烈搅动或高速喷射	—	0.80～1.10	4.0	5.0	2.3
端淬法喷水	—	2.5	—	—	—

$H=\infty$ 是一种假想的淬火烈度，意味着被加热钢棒表面温度在零时间即降低到液槽温度。Grossmann 和其同事还建立了一种图（图2.5-10），用此图可按给定 H 值的临界直径 D_{crit} 查出相应钢材的理想临界直径 D_I。

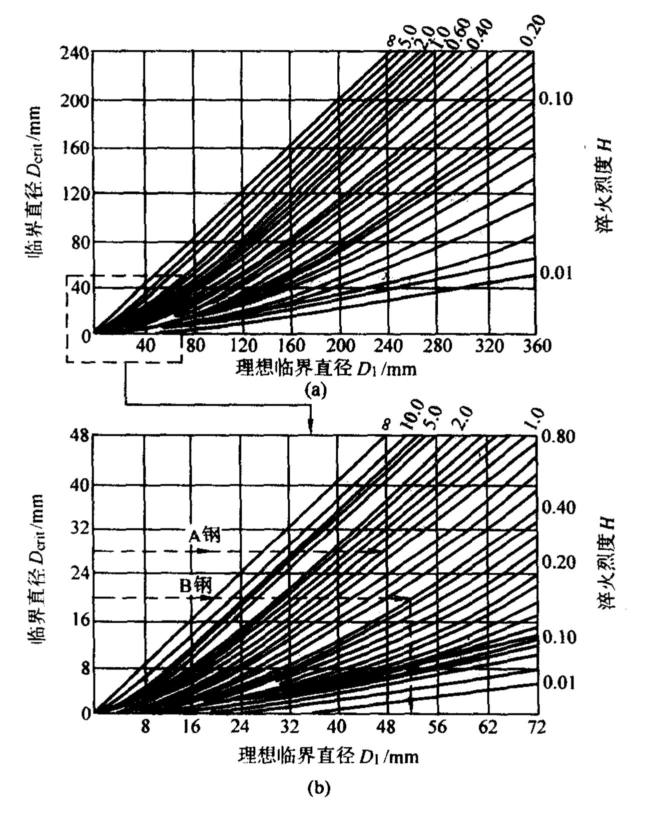


图2.5-10　按 Grossmann 淬火烈度临界直径 D_{crit} 和理想临界直径 D_I 相互转换图

例如，在静止水中（$H=\infty$）冷却，A钢制成的圆棒具有 $D_{crit}=28$ mm 临界直径（见图2.5-10b），而其理想临界直径 $D_I=48$ mm。用B钢制成的另一圆棒在 $H=0.4$ 的油中淬火时 $D_{crit}=24$ mm，在图2.5-10b中查出此时的 $D_I=52$ mm，即B钢比A钢具有更好的淬透性。这就说明钢的淬火理想临界直径 D_I 是一个和淬火介质无关的衡量钢淬透性的尺度。

已知一种钢的 D_I，用图2.5-10可查出此钢在不同淬火介质淬火的临界直径 D_{crit}。对于低、中合金钢，按钢化学成分和奥氏体晶粒度可计算出理想临界直径 D_I。钢的"基础"淬透性是碳含量和奥氏体晶粒度的函数，可按图2.5-11算出。合金元素影响可用从图2.5-11查出的基础值乘以图2.5-12所列的因子，再乘以元素的质量分数（%）。例如钢的奥氏体晶粒度为7级，化学成分是：C 0.25%、Si 0.3%、Mn 0.7%、Cr 1.1%、Mo 0.2%，则按图2.5-12查出的基础淬透性 $D_I=0.17$，钢的综合（最终）淬透性为

$$D_I=0.17\times1.2\times3.3\times3.4\times1.6=3.7\ \text{in}(94\ \text{mm})$$

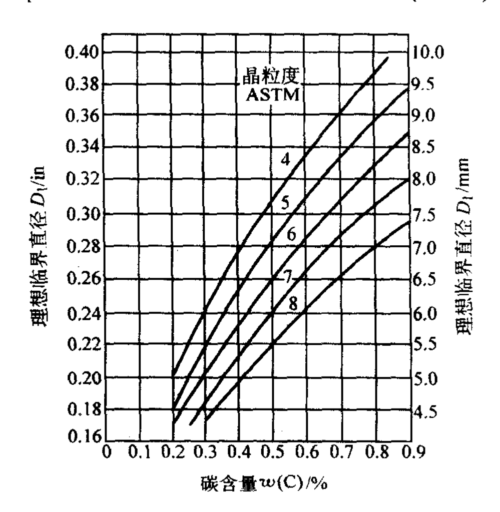


图2.5-11　普通碳钢理想临界直径 D_I 碳含量和奥氏体晶粒度的关系（按 Grossmann）

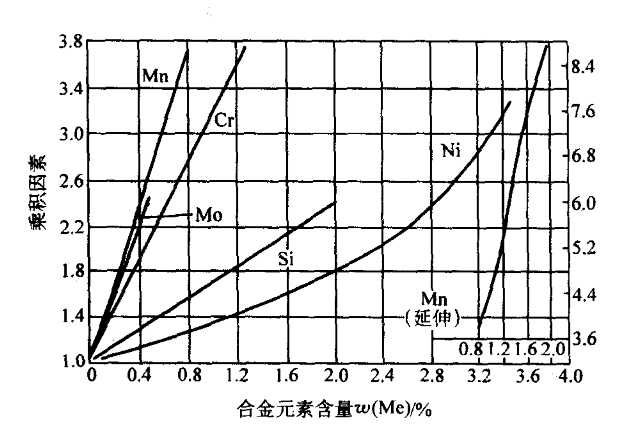


图2.5-12　计算淬透性 D_I 值时的合金元素含量乘积因子（按 AISI）

近来，不少冶金材料学者对 Grossmann 的淬透性概念，尤其对淬火烈度 H 值持反面意见。首先在淬火冷却的不同阶段的热传导机理千差万别，整个过程的特征不可能用单一的 H 值来描述。其次，试验证实、淬火烈度 H 还依钢样尺寸和温度而变化。但即使如此，理想临界直径仍不失为一种可以比较不同强度等级钢淬透性的粗略指标。

4.3　钢淬透性测定方法

测定钢淬透性的方法很多，目前使用最多的是端淬试验法，过去曾用过U形曲线法。

1）U形曲线法　使用长度为直径2～4倍的圆棒试样，以保证两端的冷却不影响中部截面上的硬度分布。通常以主要取决于钢碳含量的半马氏体区来界定淬硬深度（见图2.5-13）。U形曲线法需使用大量试棒，测量工作繁重，当前已很少使用。

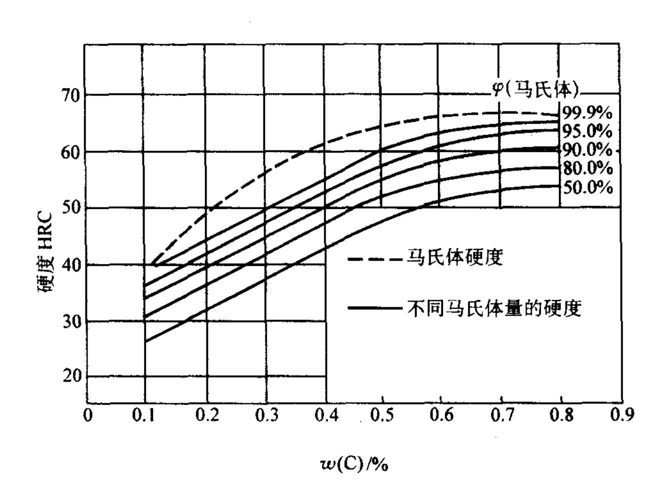
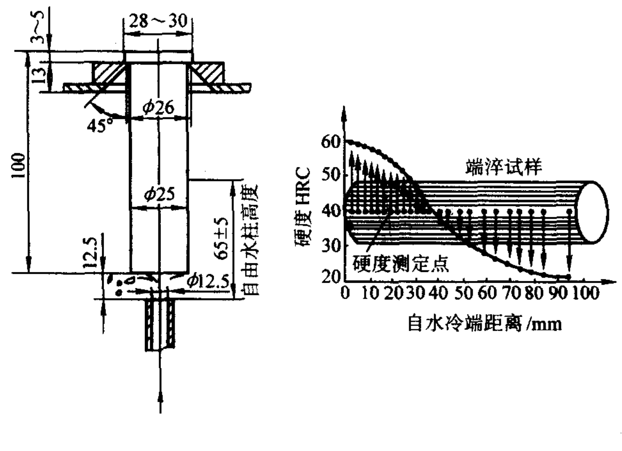


图 2.5-13　半马氏体硬度与钢的含碳量

2）端淬法　用 $\phi25$ mm × 100 mm 钢棒在端淬试验机上进行顶端淬火（见图 2.5-14）。亚共析钢试棒奥氏体化加热到 Ac_3 + 30℃，保持 30 min，迅速取出放在试验台上喷水冷却。喷水柱自由高度为 65 mm，水温保持在 10～30℃，喷水时间大于 10 min。试棒喷水冷透后取下，圆柱面相对两侧平行磨去 0.4～0.5 mm。然后在洛氏硬度计上从距端面 1.5 mm 处打硬度，再按每 3 mm 的间隔逐点打硬度，将硬度测试结果制成硬度与距端面距离关系的淬透性曲线（图 2.5-14b）。



(a) 试样及试验装置　　(b) 端淬曲线测定示意

图 2.5-14　端淬试验试样、试验装置及端淬曲线的测定

端淬试棒上距端面不同距离的每一点都对应有一定的冷却曲线，与此相应都具有一定的显微组织和性能（硬度），都可以在奥氏体连续转变图上标出自己的确切位置。图 2.5-15 所示为一种钢的端淬试样离顶端不同距离点的冷速对应于奥氏体连续冷却转变图上的位置。由于钢的淬透性首先取决于化学成分，后者又有一定的波动范围，故淬透性曲线实际上也是一个或宽或窄的带，被称为淬透性带。图 2.5-16 所示为 40MnB 钢的淬透性带。

对某些低淬透性钢和高淬透性钢有时采用特殊端淬试样和独特冷却条件的淬透性试验方法，例如 L 形端淬法、圆锥试验法、P-V 试验法等。对高淬透性钢采用气冷淬火法、油冷端淬法、延缓冷却端淬法。

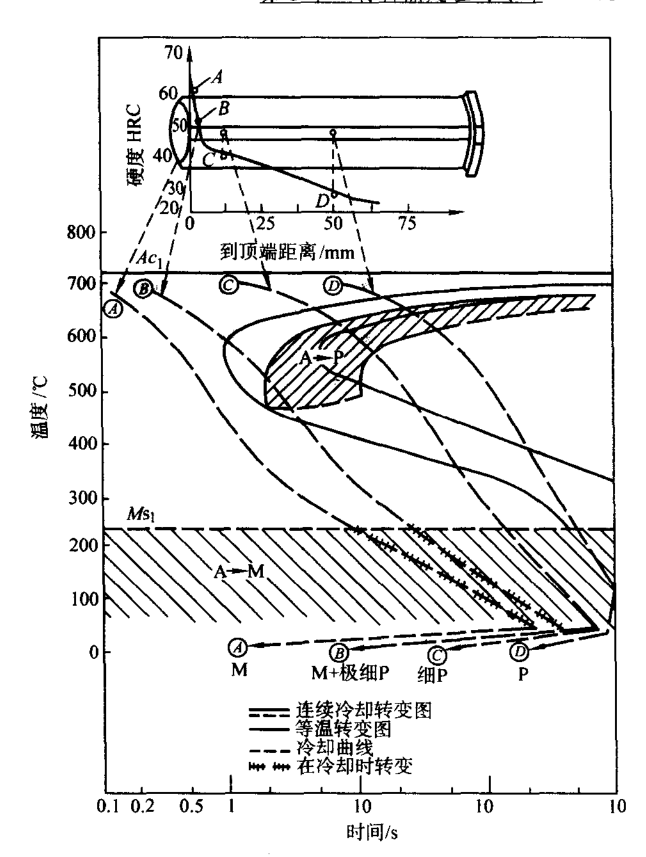
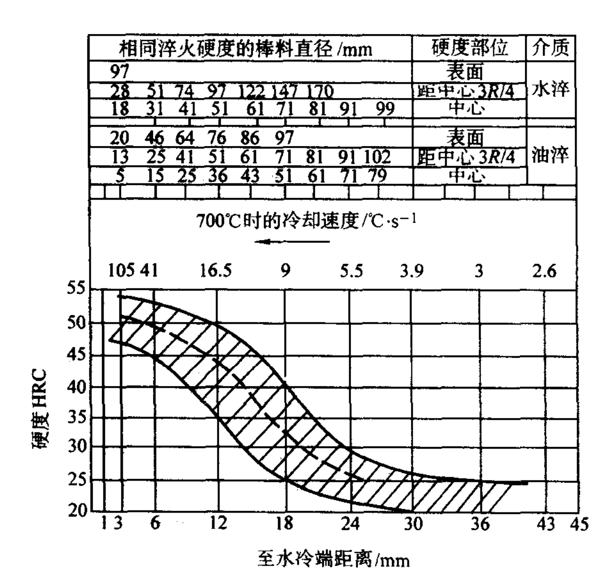


图 2.5-15　端淬试验硬度分布与 CCT 曲线

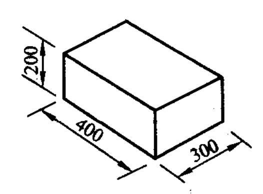


相同淬火硬度的棒料直径 /mm	硬度部位	介质
97	表面	水淬
28 51 74 97 122 147 170	距中心 3R/4	
18 31 41 51 61 71 81 91 99	中心	
20 46 64 76 86 97	表面	油淬
13 25 41 51 61 71 81 91 102	距中心 3R/4	
5 15 25 36 43 51 61 71 79	中心	

图 2.5-16　40MnB 钢的淬透性带

5　淬火冷却方式和淬火介质

钢的淬火冷却方式有埋入淬火、喷射冷却、熔盐淬火、流态床淬火、气冷淬火、液态氮淬火等多种。与其相应的淬火冷却介质有水、无机盐、碱水溶液、矿物油、聚合物水溶液、熔盐，氮、氢、氦、氩等常压或高压气体，石墨、刚玉、金刚石、硅砂等流态粒子。用不同介质、采取不同冷却方式可获得满足工艺要求的冷却速度和淬冷效果。图 2.5-17 和图 2.5-18 所示为各种常用淬火介质冷却能力比较。



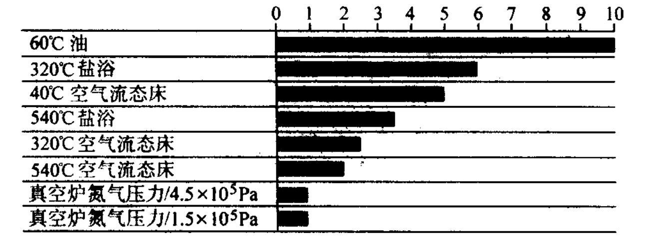


图 2.5-17 各种淬火介质冷却速度比较

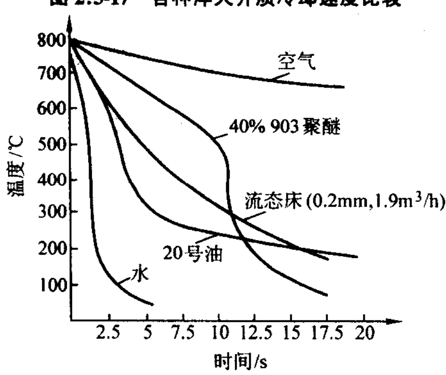


图 2.5-18 几种常用介质的冷却曲线

5.1 埋入淬火

最常用的淬火介质是液态介质，最常用的淬冷方式是将奥氏体化后的钢件投入液态介质中冷却的埋入淬火法。影响埋入淬火效果的因素有介质种类、溶质浓度、杂质量、液槽浓度、搅动速度、工件尺寸和数量、摆放形式等。

1）槽温影响　水和无机盐水溶液以及矿物油是最常用的淬火冷却介质。水和盐水又是冷却能力最强，而又最廉价的介质。水和盐水的冷却能力随液温的升高而明显降低。图2.5-19所示为水的冷却能力随温度的变化曲线。不锈钢棒在水中淬火时的心部冷却曲线示于图2.5-20。ϕ20 mm银球在静止和循环水中的冷却速度曲线示于图2.5-21。图2.5-22所示为不同温度的自来水和盐（NaCl）水的冷却曲线。图2.5-23所示为ϕ20 mm银球在10%和20%（质量分数）浓度盐水中的心部冷却速度曲线。ϕ12.5 mm×50 mm 0.95%C钢试棒在5%盐水中的表面和心部的冷却特性示于图2.5-24。ϕ20 mm银球在不同温度的50% NaOH溶液中的冷速曲线示于图2.5-25。图2.5-26～图2.5-31所示为ϕ10 mm×30 mm银棒和ϕ12.7 mm×101 mm不锈钢棒在油、PVA和PAG水溶液中冷却时的冷却特性和溶液温度的关系。

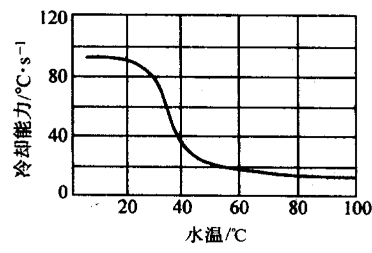


图 2.5-19 在现有搅动条件下水的表面冷却能力随水温的变化

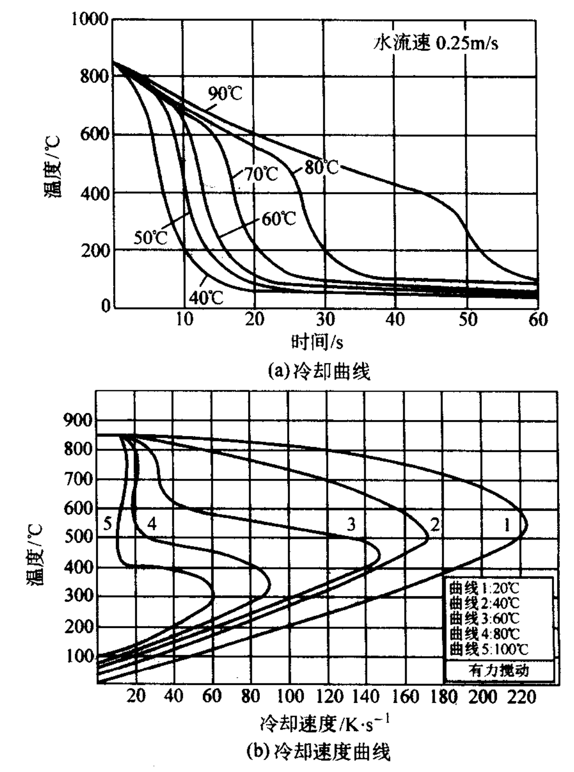


图 2.5-20 ϕ12.5 mm×60 mm Inconel 600钢试棒心部在不同温度水中的冷却曲线和冷却速度曲线

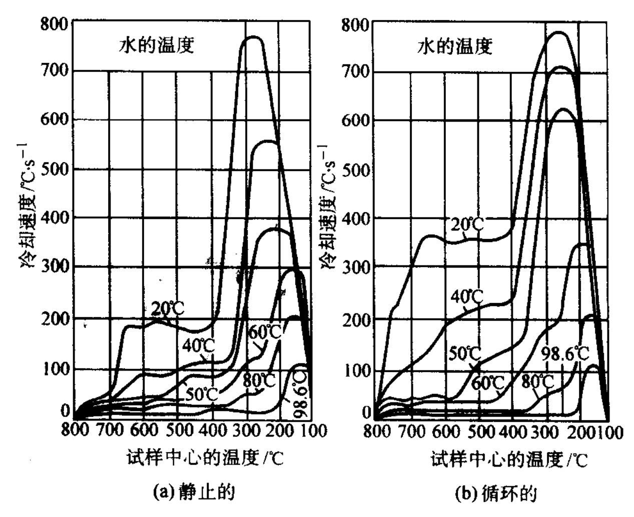
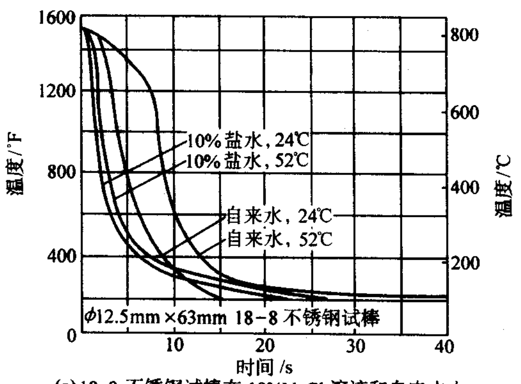
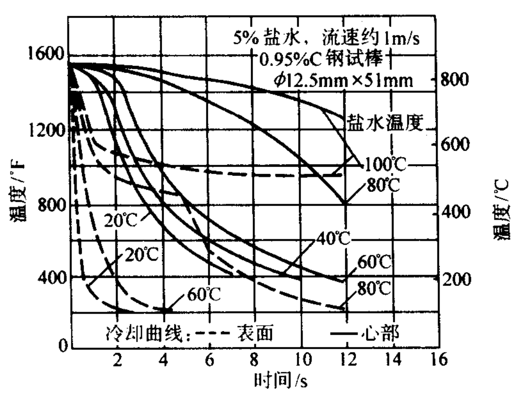


图 2.5-21 水的冷却速度曲线（ϕ20 mm银球试样）



(a) 18-8不锈钢试棒在10%NaCl溶液和自来水中不搅动试棒心部冷却曲线与液温的关系

图 2.5-22 盐水和自来水冷却曲线



(b) 高碳钢试棒在 5% 盐水于不同盐水温度下的表面和心部冷却曲线

续图 2.5-22

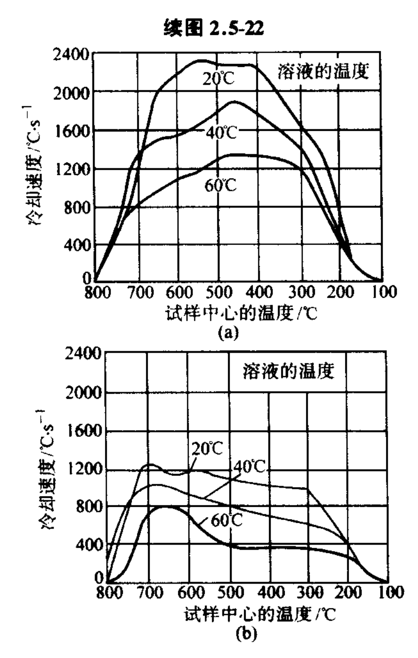


图 2.5-23 图 a10%和图 b20%食盐水溶液在不同温度下的冷却速度曲线（ϕ20 mm 银球试样，试样移动速度 25 cm/s）

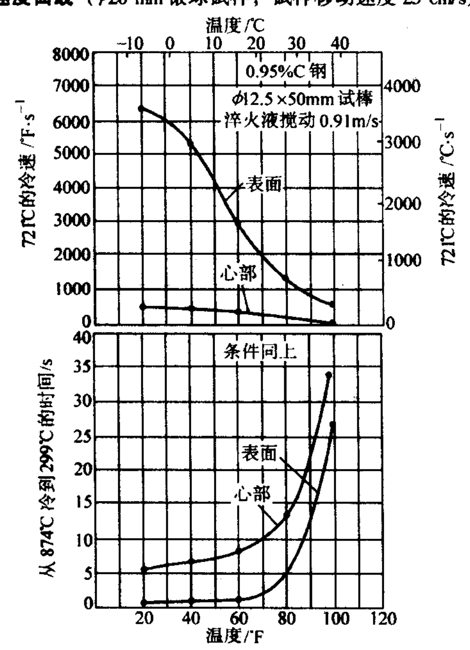


图 2.5-24 盐水温度对淬冷速度的影响（5% NaCl）

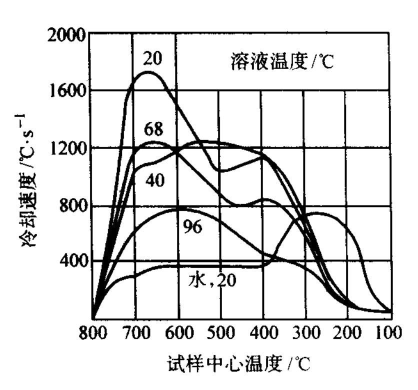


图 2.5-25 50%苛性钠水溶液（质量分数）的冷却能力与其温度的关系

（ϕ20 mm 银球试样 试样移动速度 25 cm/s）

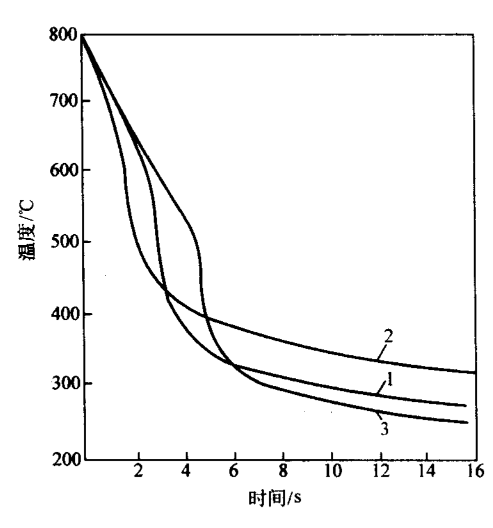


图 2.5-26 几种油的冷却曲线

（ϕ10 mm × 30 mm 银棒）

1—分级淬火油，120℃；2—52 号汽缸油，140℃；3—掺合油，80℃

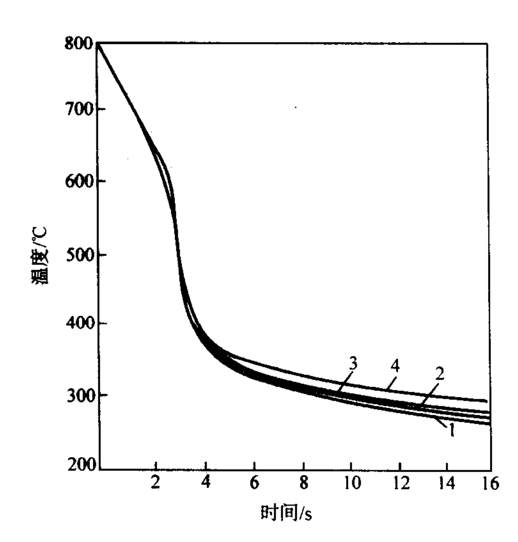


图 2.5-27 油温对冷却曲线的影响

（ϕ10 mm × 30 mm 银棒）

1—100℃；2—120℃；3—140℃；4—180℃

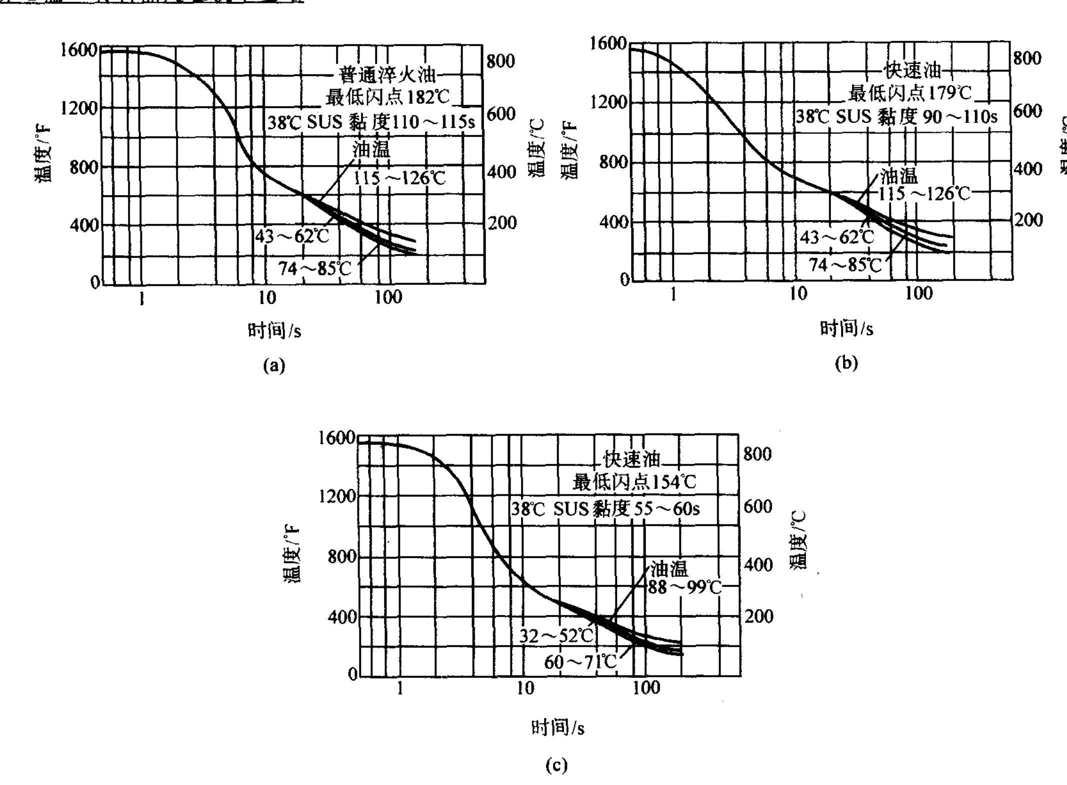


图 2.5-28　φ12.7 mm×101 mm 304 不锈钢试棒在不同温度油中淬火时的心部冷却曲线

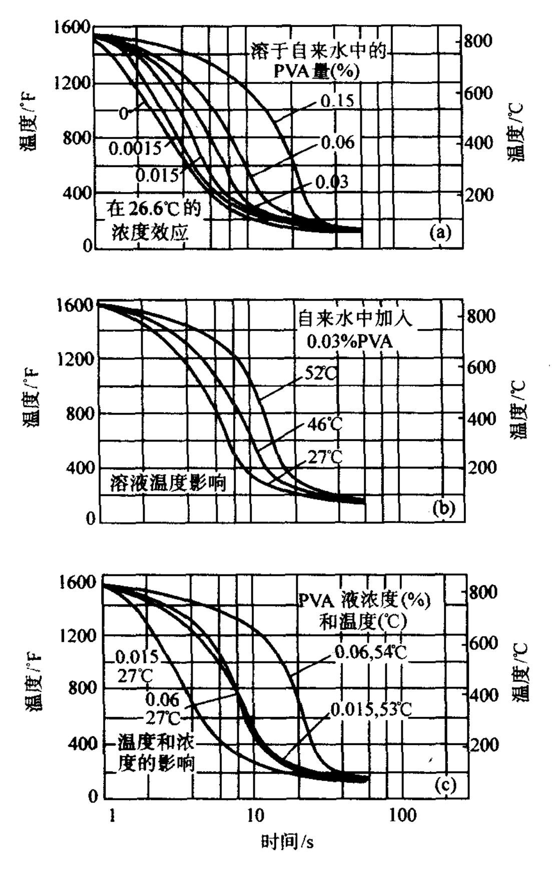


图 2.5-29　φ12.7 mm×101 mm304 不锈钢棒在含不同浓度（质量分数）聚乙烯醇（PVA）静止自来水溶液中的心部冷却曲线（水硬度 130×10^{-6}）

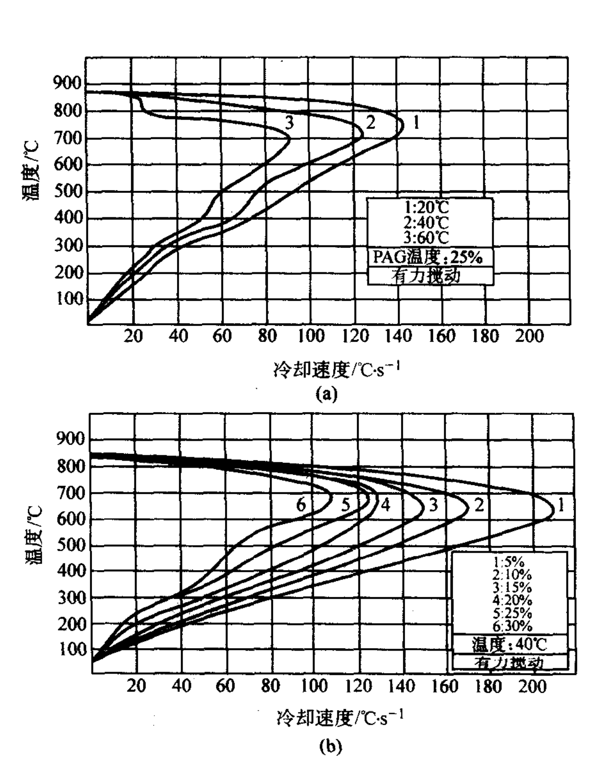


图 2.5-30　PAG 溶液温度（a）和浓度对冷却速度（b）曲线的影响（φ12.5 mm×60 mm Inconel 600 钢试棒）

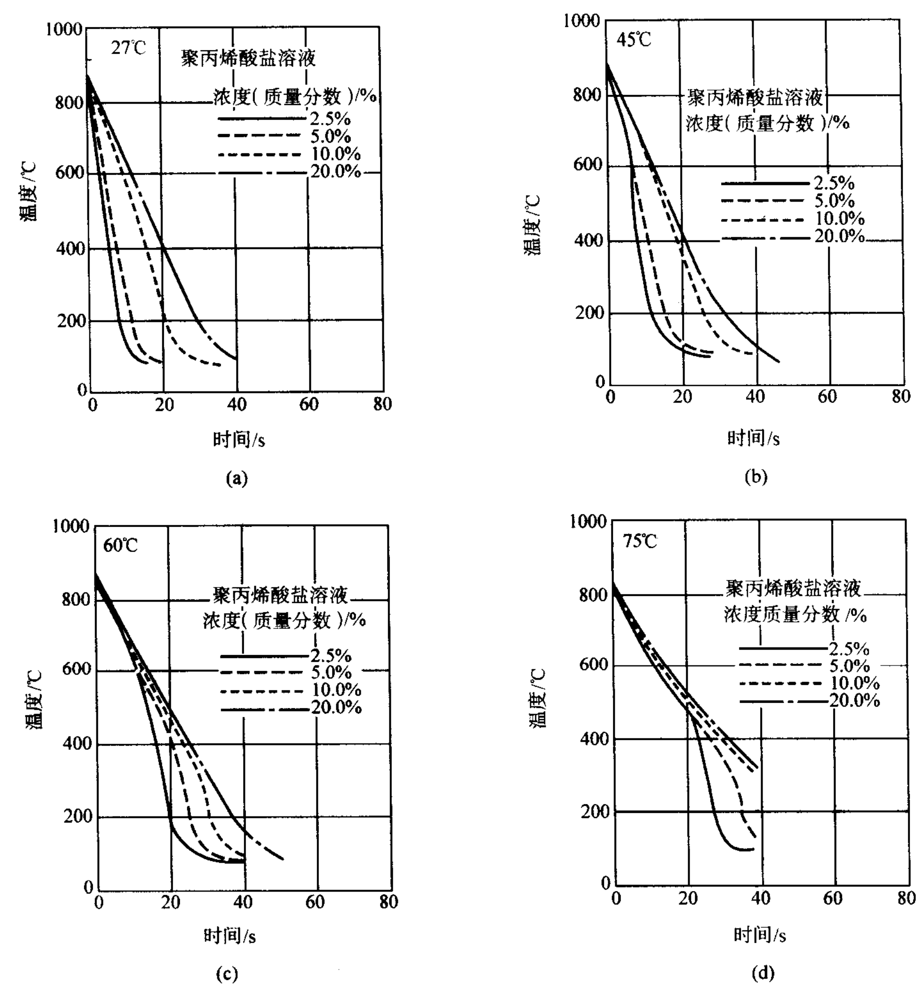


图 2.5-31　聚丙烯酸盐溶液的冷速与浓度和温度的关系
试棒：ϕ10 mm × 60 mm 奥氏体钢，无搅动

2）溶质浓度影响　对盐水和聚合物介质，调节其浓度可使冷却能力在很大范围变化，见图 2.5-32 ~ 图 2.5-43。盐水随浓度增加，其冷却能力提高到一个极值，然后逐步降低。故钢件淬火常用的盐水浓度为 5% ~ 10%。聚合物溶液随浓度增加，冷却能力降低。因此，在钢件实际淬火过程中，严格控制槽液浓度是保证热处理质量的主要措施。聚合物溶液浓度和其对光线的折射系数成线性关系，故通常用一种折光仪来测量溶液浓度。

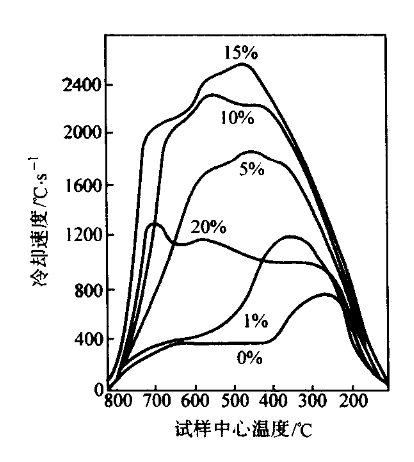


图 2.5-32　NaCl 溶液浓度（质量分数）对冷速的影响

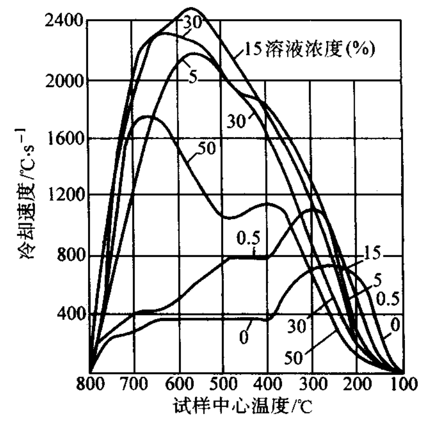


图 2.5-33　20℃苛性钠水溶液的冷却能力与其浓度的关系
（ϕ20 mm 银球试样，试样移动速度 25 cm/s）

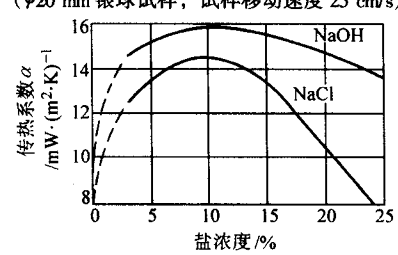


图 2.5-34　NaCl 和 NaOH 溶液（质量分数）传热系数的变化

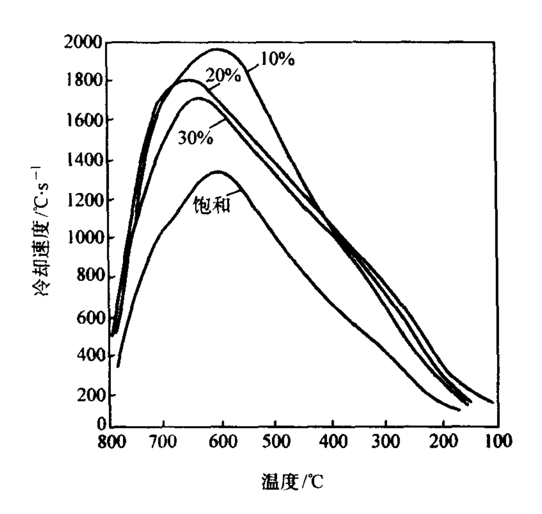


图 2.5-35　不同浓度氯化钙水溶液的冷却速度曲线（$\phi10\times30$ 银棒）

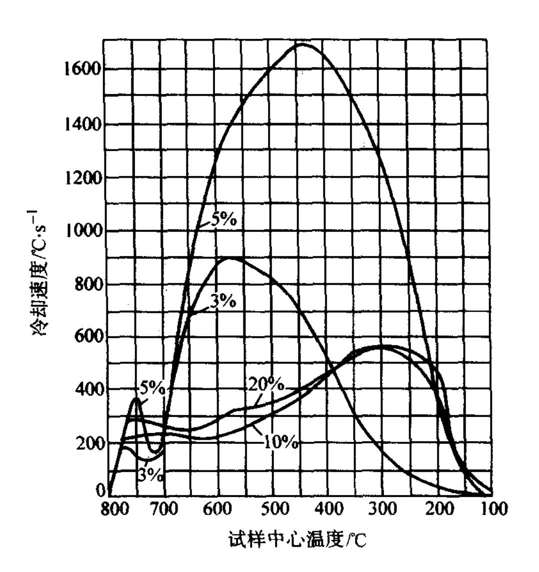


图 2.5-38　20℃碳酸钠水溶液（质量分数）的冷却能力与其浓度的关系（$\phi20$ mm 银球试样）（15%和10%曲线很接近）

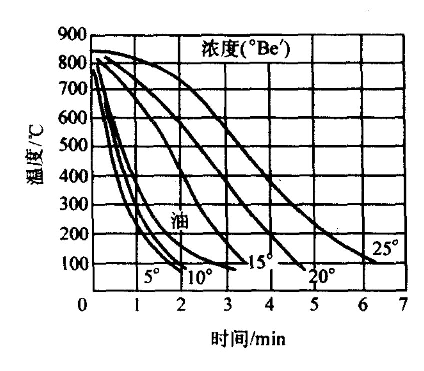


图 2.5-36　圆柱形钢件（$\phi45\times100$ mm）在水玻璃溶液$\left(\frac{SiO_2}{Na_2O}=2.3\right)$和油中淬火的冷却曲线

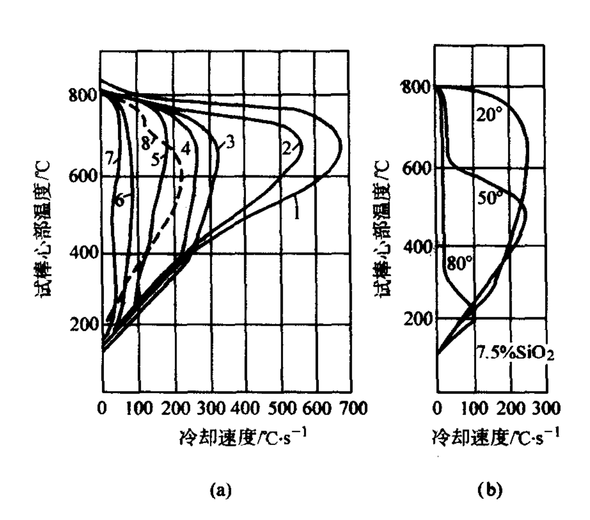


图 2.5-37　不同浓度水玻璃介质的冷却速度曲线（$SiO_2/Na_2O=3.78$，20℃）硅酸盐含量：1—1.7%，2—3.4%，3—5%，4—7.6%，5—10%，6—15%，7—20%，8—菜籽油。$\phi20$ mm 银球心部冷速

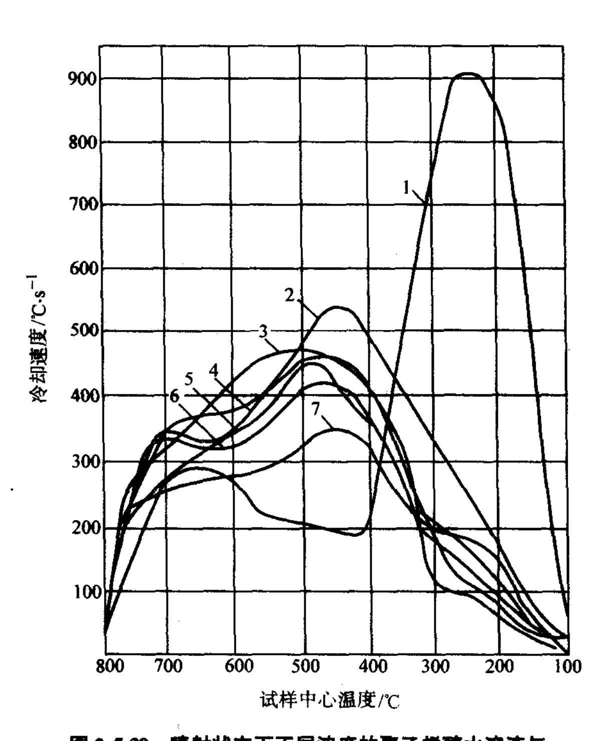


图 2.5-39　喷射状态下不同浓度的聚乙烯醇水溶液与水的冷却能力对比（$\phi20$ mm 银球）
1—水，20℃；2—0.05%聚乙烯醇水溶液，26℃；3—0.5%聚乙烯醇水溶液，26℃；4—0.4%聚乙烯醇水溶液，26℃；5—0.3%聚乙烯醇水溶液，26℃；6—0.2%聚乙烯醇水溶液，26℃；7—0.1%聚乙烯醇水溶液，26℃

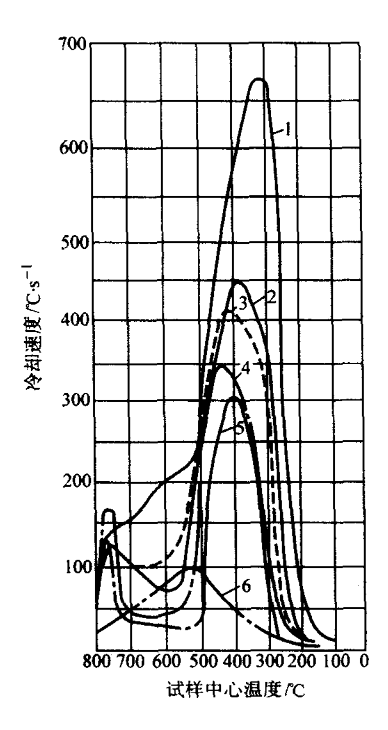


图 2.5-40　在静止状态下不同浓度聚乙烯醇水溶液与水、油的冷却能力对比（ϕ20 mm 银球）

1—水，23℃；2—0.1%聚乙烯醇水溶液，26℃；3—0.2%聚乙烯醇水溶液，26℃；4—0.3%聚乙烯醇水溶液，26℃；5—0.4%聚乙烯醇水溶液，26℃；6—3 号锭子油，20℃

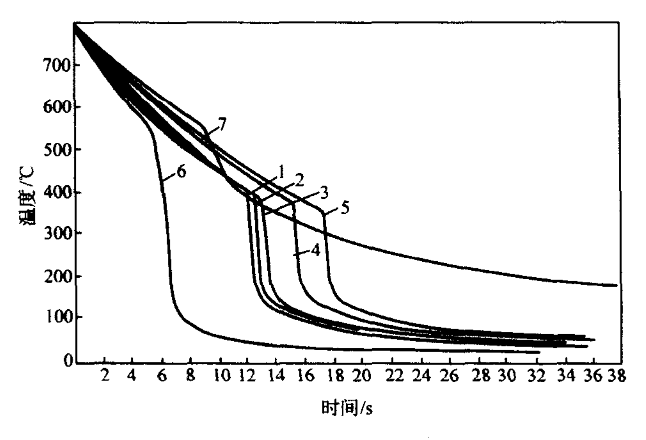


图 2.5-41　不同浓度（质量分数）的 PAG（1:1）型水溶液及水、油在常温下的冷却曲线（ϕ20 mm 银球）

1—浓度 12%；2—浓度 16%；3—浓度 20%；4—浓度 25%；5—浓度 30%；6—水；7—油

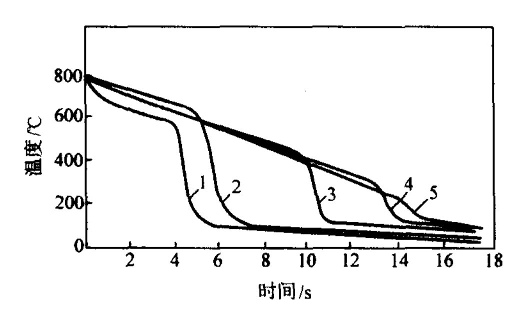


图 2.5-42　不同浓度（质量分数）聚丙烯酸钠溶液冷却曲线（ϕ20 mm 银球）

1—0.15%；2—0.20%；3—0.50%；4—1.5%；5—2.5%

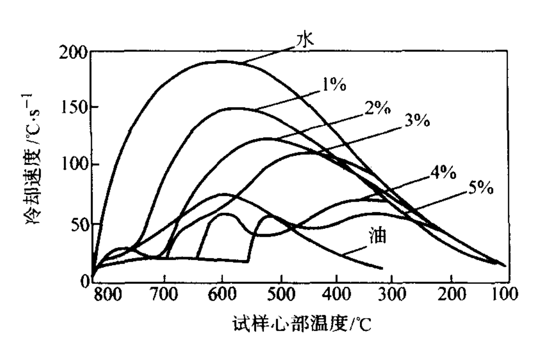


图 2.5-43　不同浓度高分子量聚丙烯酸钠水溶液与水、油冷却速度的比较（ϕ12.5 mm × 38 mm 不锈钢棒，测试温度 20℃）

3）介质中杂质的影响　除水和盐水之外，有各种添加剂的矿物油仍然是常用的淬火介质。除了提高冷速、热氧化稳定性和改善钢件表面光亮度的添加剂之外，影响油冷却能力最主要的影响因素是水含量。含少量水能大幅度提高油的冷却能力，但也会造成钢件淬火后的硬度不均匀（软点），增加工件畸变开裂倾向，油温高时还易形成泡沫，增加火灾的危险性。图 2.5-44 所示为油中添加二硫化磷酸镍 - 锌对普通和快速淬火油冷却性能的影响。水含量对油冷却性能的影响示于图 2.5-45。聚合物溶液中含有油、盐、碱性杂质，亦对其冷却性能有严重影响（见图 2.5-46 ~ 图 2.5-49 和表 2.5-7），以致聚烷撑乙二醇等介质不推荐用于在盐浴中奥氏体化加热的工件。

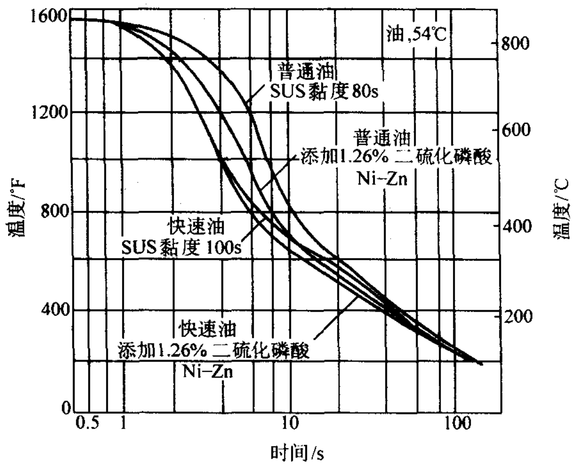


图 2.5-44　ϕ12.7 mm × 101 mm 304 不锈钢棒在 54℃普通淬火油和快速淬火油中淬火时，添加二硫化磷酸镍 - 锌对试棒心部冷却曲线的影响

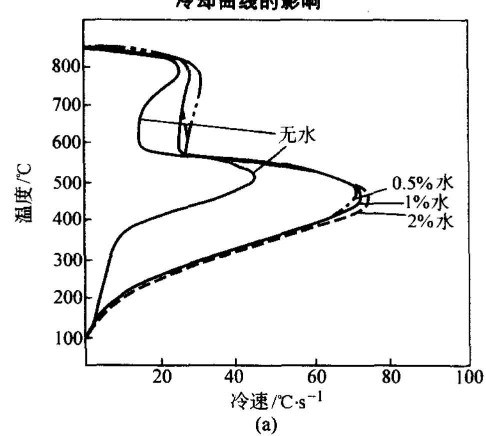
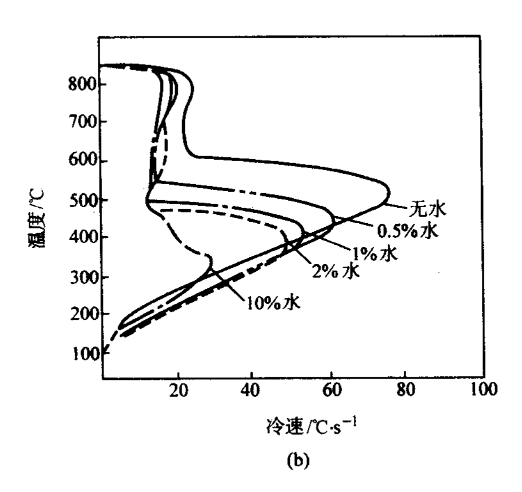


图 2.5-45　普通淬火油图（a）和快速淬火油图（b）被水污染后的冷却性能



续图 2.5-45

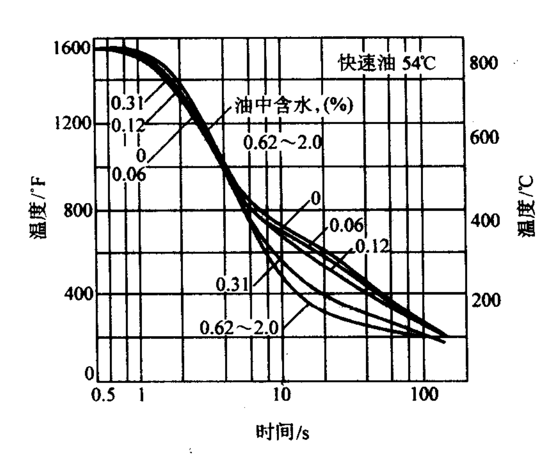


图 2.5-46　快速淬火油被水污染的影响（ϕ12.7 mm×101 mm 304 不锈钢试棒在静止快速油中淬火时的心部冷却曲线）

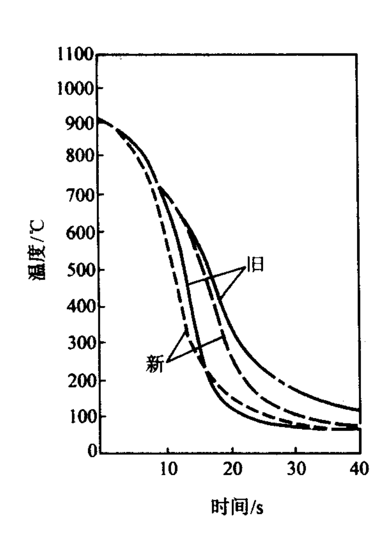


图 2.5-47　新旧 PAG 淬火液的冷却曲线
（ϕ10 mm×60 mmAISI304 钢试棒，液温 50℃，流速 0.3 m/s）

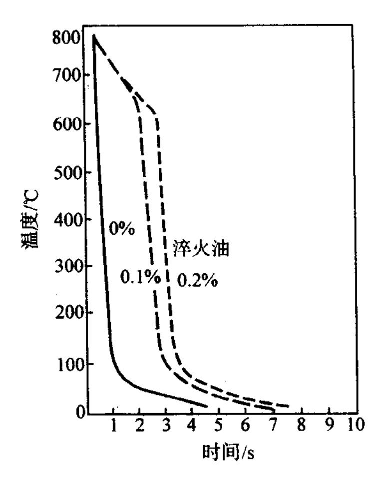


图 2.5-48　淬火油对聚合物水溶液冷却曲线的影响

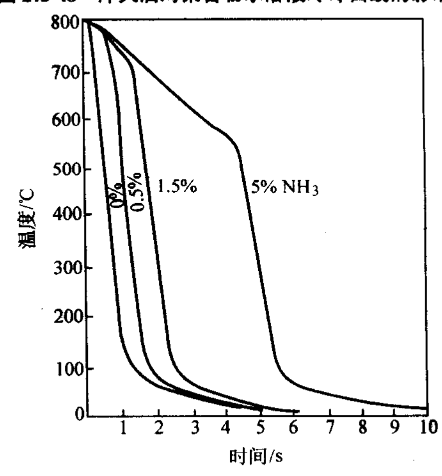


图 2.5-49　氨对聚合物水溶液冷却曲线的影响

表 2.5-7　20%PAG 溶液含盐量对冷却速度的影响

介　质	最大冷却速度 /℃·s⁻¹	343℃冷速 /℃·s⁻¹
$NaNO_2$ 含量（质量分数）/%		
0.0	39.0	25.3
3.0	51.0	31.8
6.0	65.8	35.0
蒸馏水	61.8	33.0

4）搅动的影响　淬火液的流动速度对淬火烈度 H 有很大影响。随流动速度的增加，淬火剂的冷却速率显著提高。故在淬火冷却设备中必须设置可使淬火液均匀流动的设施。图 2.5-50～图 2.5-53 所示为各种淬火液在不同搅动条件下的淬火冷却性能。

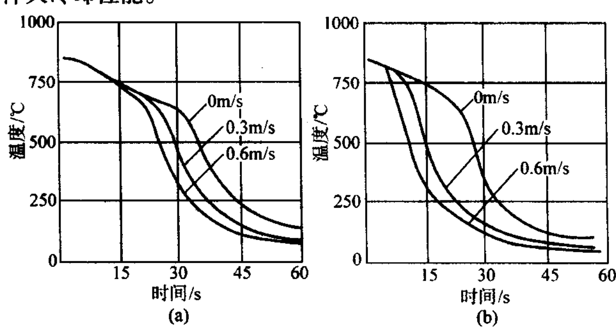
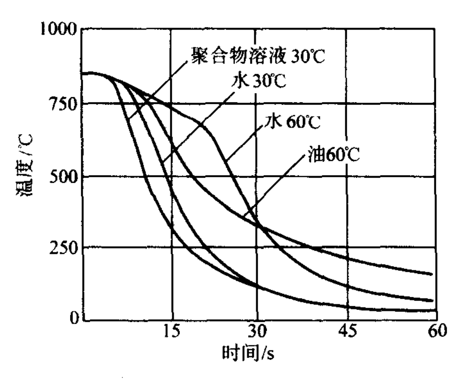
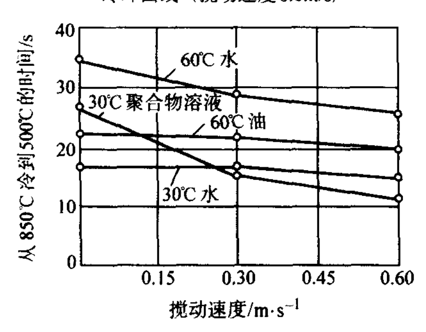


图 2.5-50　ϕ25 mm×100 mm 奥氏体不锈钢试样在 60℃的水（a）和 10%浓度 30℃（b）的聚合物水溶液中冷却时淬火液搅动速度对冷却曲线的影响

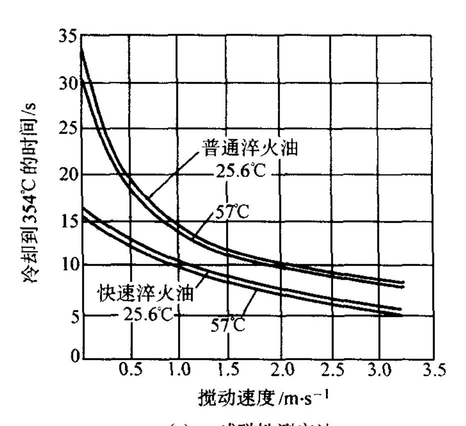


(a) 各种淬火剂在不同温度下的冷却曲线（搅动速度0.6m/s）

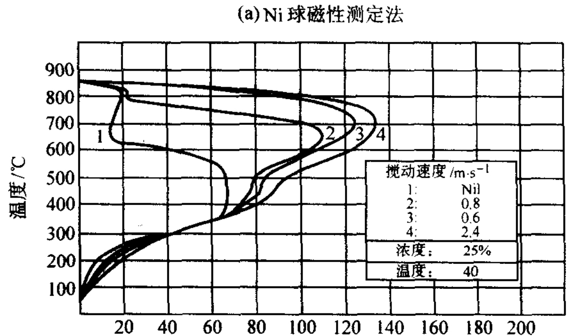


(b) 各种淬火剂在不同温度下搅动速度对从850℃冷到500℃时间的影响

图 2.5-51 搅动对 ϕ25 mm × 100 mm 不锈钢试棒冷却过程的影响

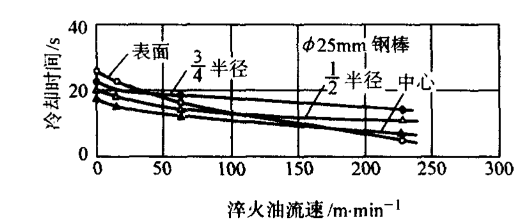


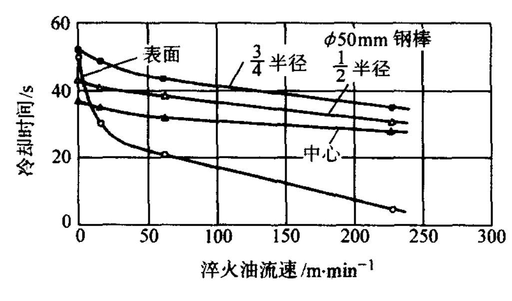
(a) Ni 球磁性测定法



(b) ϕ12.5mm × 60mm Inconel600 钢棒

图 2.5-52 搅动速度对钢在淬火油（a）和 25% 浓度 PAG 溶液（b）冷却性能的影响





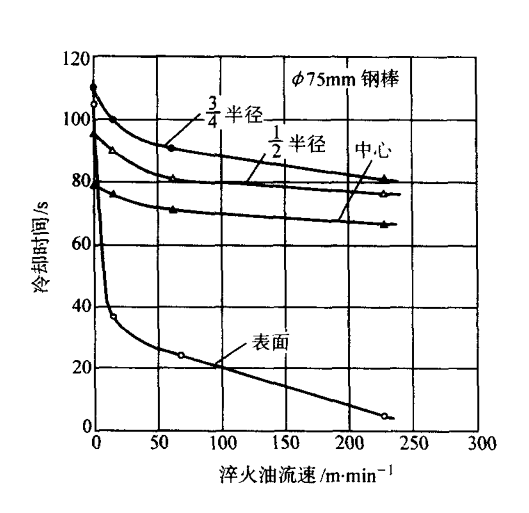


图 2.5-53 淬火油的流速在 9445 合金钢（45CrNiMo）无氧化加热淬火时对冷却时间的影响

钢棒在放热式气氛中加热，在 50℃矿油中淬火，该油在 40℃的 Saybolt 通用 SUS 黏度为 79s

5）工件表面状态的影响 钢件表面粗糙度、氧化程度对淬火冷却过程有明显影响。含 Cr 不锈钢因表面有抗氧化的 Cr_2O_3 膜，提高了表面粗糙度，降低了表面热传导率，使冷却条件发生变化。图 2.5-54 所示为 ϕ15 mm × 45 mm 不锈钢棒在保护气氛中加热到 850℃，然后在 50℃和 20℃水中淬火以及预先在 820℃空气中加热 20 h，再加热到 850℃相同条件下淬火时，试棒润湿（与液态介质接触）时间 $t_f - t_s$（t_s—开始润湿时间，t_f—结束润湿时间）随介质流动程度的变化。由此可见，有氧化表面试棒的润湿时间较短（冷却较快）。而且随液温降低，润湿时间会进一步缩短。实际上，在保护气氛中加热的表面光亮试棒冷却时被蒸气膜包围的时间长。较大尺寸的奥氏体不锈钢试棒在 1.5% 和 3% HNO_3 中浸蚀10 min 后加热淬火时的 t_s 和 t_f 的变化示于图 2.5-55。由图 2.5-55 可见，无论是光亮或被浸蚀表面，其 t_s 几近无变化，而被浸蚀试棒的 t_f 则随着被浸蚀（氧化）程度的增加而显著延长。图 2.5-56 所示为高碳钢（AISI 1095）和不锈钢（18Cr - 9Ni）不同程度氧化重新加热在静止快速油中淬火的冷却曲线。氧化皮厚度小于 0.08 mm 的 1095 钢棒比无氧化试棒的冷速有所提高。厚度大于 0.13 mm 者冷速减慢。带 0.013 mm 氧化皮的 18 - 8 不锈钢棒的冷速比无氧化者大。

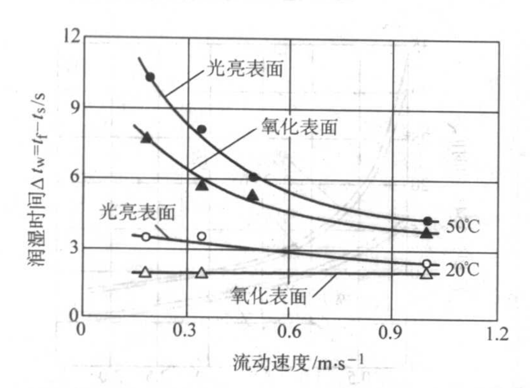


图 2.5-54 试棒表面氧化对润湿时间 $t_f - t_s$ 的影响

（ϕ15 mm×45 mm 不锈钢棒在 20℃和 50℃水中淬火。氧化表面—在空气中于 880℃退火 20 h；光亮表面—在还原性气氛中加热到 850℃淬水）

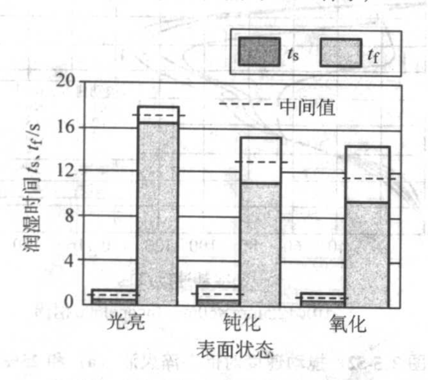


图 2.5-55 表面氧化对 ϕ25 mm×100 mm 奥氏体不锈钢试棒淬火时的 t_s 和 t_f 时间的影响（水温 30℃，不搅动）

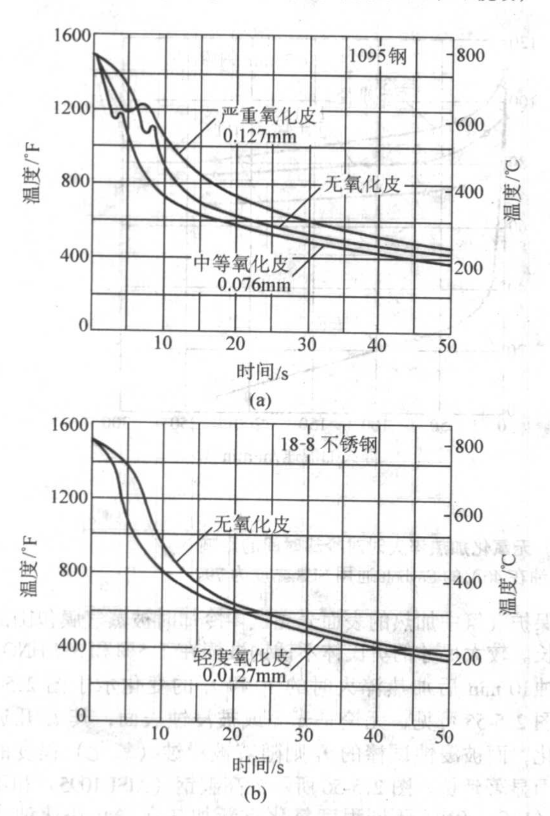


图 2.5-56 1095 钢和 18-8 不锈钢棒表面氧化程度在不搅动快速淬火油中的冷却曲线

（1095 钢淬火油温 52℃，不锈钢 24℃，试棒尺寸 ϕ12.7 mm×63 mm）

6）工件截面尺寸和批量的影响 不同尺寸的工件在各种液态介质中淬火时有不同的冷却特性，而各种尺寸工件装炉量的大小对其淬火冷却过程有很大影响。图 2.5-57 ~ 图 2.5-59 所示为各种小直径钢棒在水和油中淬火时的冷却曲线。图 2.5-60 所示为 ϕ270 mm 钢棒在油中淬火时，表面层下不同深度的冷却曲线。不同尺寸和批量碳素钢在水中淬火冷却曲线示于图 2.5-61。各种尺寸和批量碳钢在普通淬火油中的冷却曲线示于图 2.5-62。

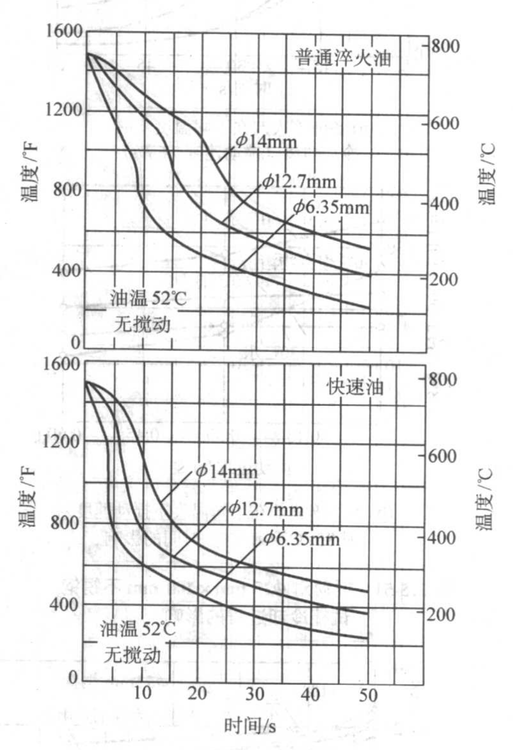


图 2.5-57 不同直径 63 mm 长奥氏体不锈钢棒冷却曲线

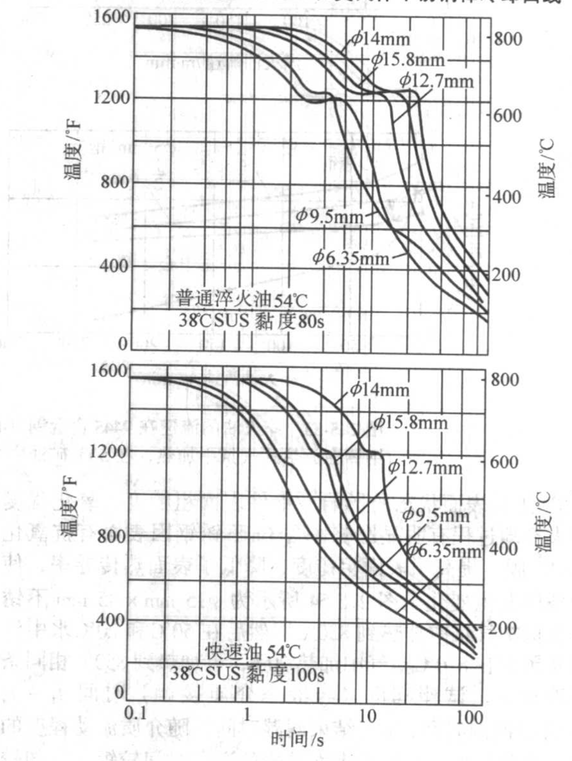


图 2.5-58 100 mm 长不同直径钻杆的冷却曲线

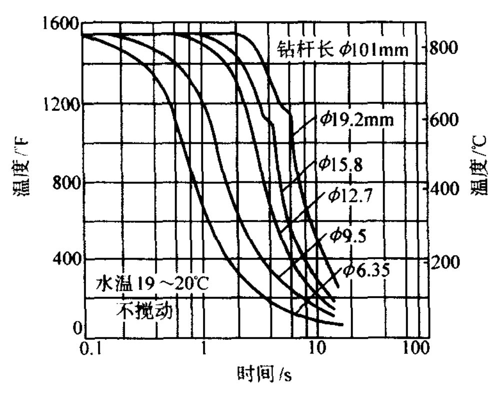


图 2.5-59　101 mm 长各不同直径钻杆在静止水中淬火时质量和尺寸对冷却曲线的影响

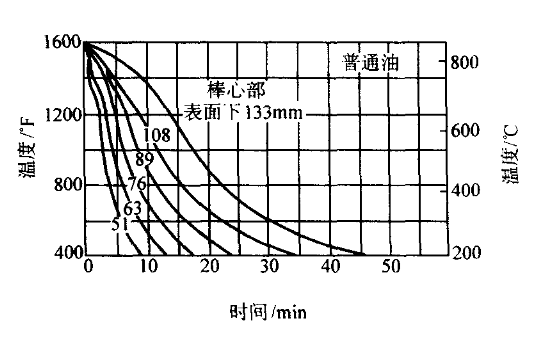


图 2.5-60　钢棒表面层下不同深度在油中的冷却曲线

(a) 1045 钢ϕ100mm约重19.5kg

(b) 1035 钢ϕ125mm约重38.5kg

(c) 1040钢ϕ150mm约重65kg

(d) 1040钢ϕ175mm约重105kg

(e) 1040钢ϕ210mm约重186kg

(f) 1040钢ϕ266mm约重333kg

图 2.5-61　工件质量和尺寸对水淬冷却曲线的影响

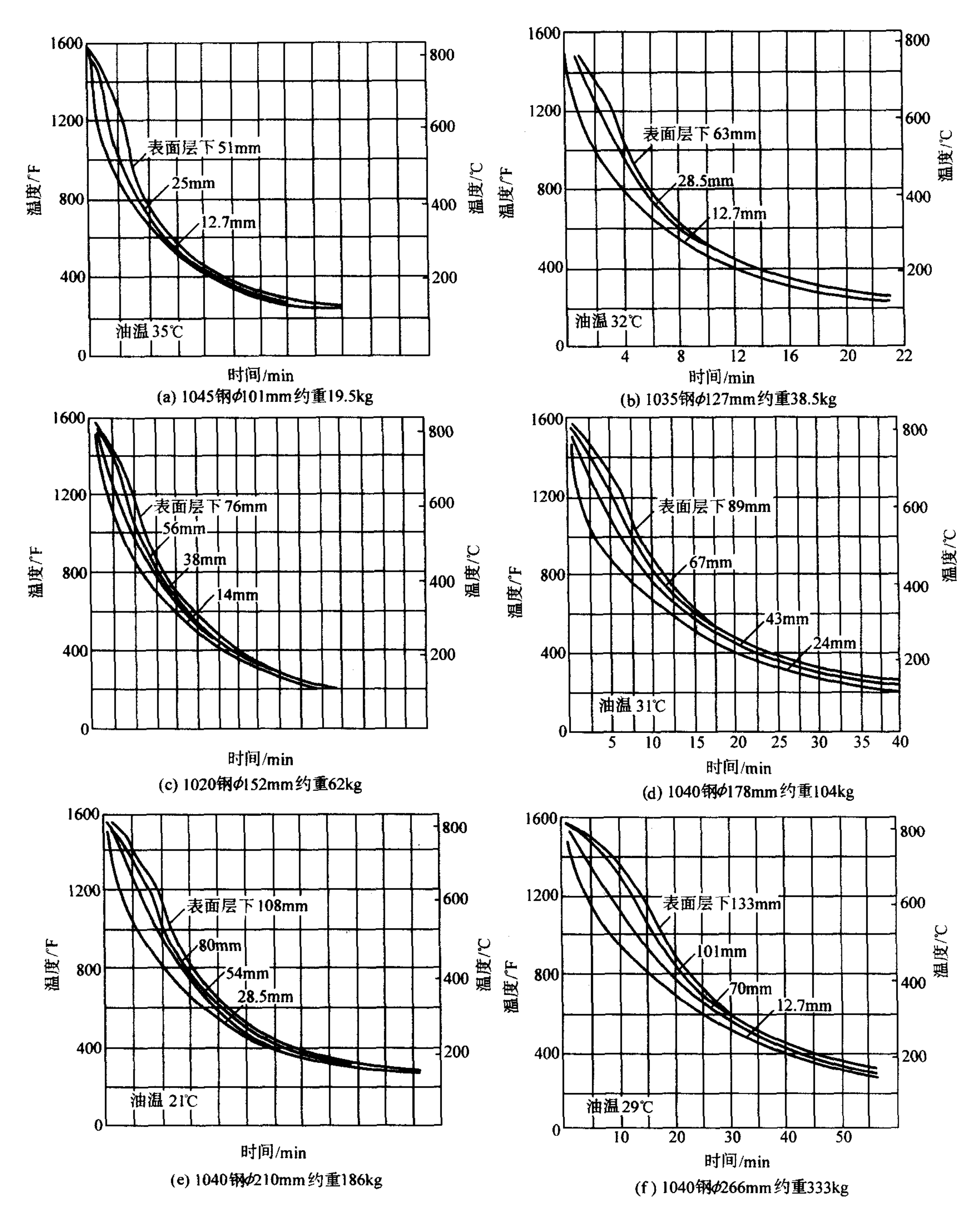


图2.5-62 工件在普通淬火油中淬火时质量和尺寸对冷却曲线的影响

7）淬火油的使用特点 淬火油在钢的过冷奥氏体最不稳定区域具有较大冷速，而在低温的冷速较小，可使大多数合金钢在一定截面尺寸内淬透，且工件畸变开裂倾向小，虽有易燃和油烟对环境的影响，但还在广泛应用。

过去曾用过椰子油、菜籽油和豆油等植物油淬火。因其含脂肪酸，抗氧能力强，冷速大，工件光亮，淬火效果很好。但因其“与人争食”，且价格高，逐步被矿物油取代。早期的淬火矿物油多用纺机用的低黏度锭子油（10号、20号机械油或新代号N15、N22油）淬火，也用40号、50号机械油（新代号N40、N100）进行120～150℃的分级淬火。表2.5-8所列为机械油的新旧名称和黏度等级对照。表2.5-9和图2.5-63所示为几种机械油性能和冷却曲线。

近代的热处理淬火油多用在优质基础油中添加具有催冷、抗氧、工件光亮功效添加剂的专用淬火油。基础油对保证淬火油质量和使用寿命至关重要。优质基础油是用石蜡基原油在狭窄温度范围严格切割的馏分。表2.5-10所列为美国几种淬火油牌号及其基础油的主要成分。

专用淬火油分普通淬火油、快速淬火油、光亮淬火油、快速光亮淬火油、分级淬火油等多种。常用提高冷速添加剂和提高淬火件光亮度的添加剂列于表2.5-11和表2.5-12中。表2.5-13～表2.5-16所列为国产专用普通淬火油、快速淬火油、光亮淬火油、等温分级淬火油的物理、化学和冷却特性。

在真空炉中加热和在低压下淬火用的真空淬火油必须满足低压下有较高淬冷能力和很低的饱和蒸汽压的要求，以保证在真空下不会有大量蒸发的缺陷。表2.5-17和图2.5-64～图2.5-67所列为二种国产真空淬火油的性能和冷却曲线。

表 2.5-8　机械油新旧名称和黏度等级对照表

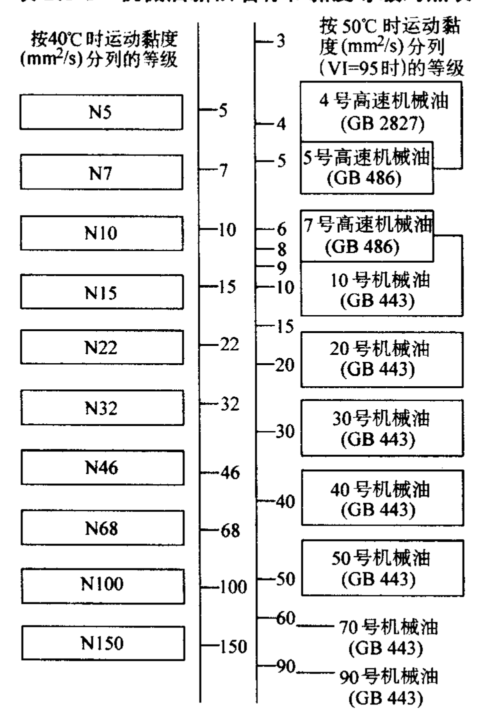


表 2.5-9　几种机械油的性能

性　能		HJ-5 5 号高速机械油	HJ-10 10 号机械油（2 号淀子油）	HJ-20 20 号机械油（3 号锭子油）	HJ-40 40 号机械油	HJ-50 50 号机械油	HG24 24 号汽缸油
运动黏度 $/mm\cdot s^{-1}$	50℃	4.1～5.1	7～13	17～23	37～43	47～53	
	100℃						20～28
闪点/℃		110	165	170	190	200	240
凝点/℃		－10	－15	－15	－10	－10	－15
灰分/%		0.005	0.007	0.007	0.007	0.007	0.02
使用温度/℃		20～80	20～80	20～80	80～120	80～140	

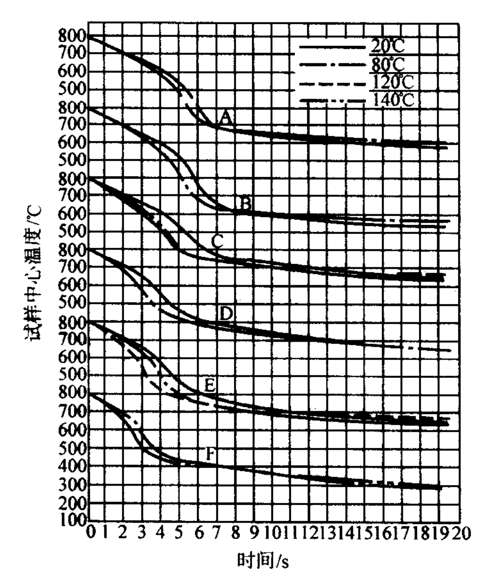


图 2.5-63　几种机械油的冷却曲线

A—5 号高速机械油（N7）；B—10 号机械油（N15）；C—20 号机械油（N22）；D—40 号机械油（N68）；E—50 号机械油（N100）；F—24 号汽缸油

表 2.5-10　淬火油成分对其物理性质的影响

性　质	淬火油牌号			
	MZM-16	1-20A	1-20AR1	1-20AR2
碳氢化合物成分/%				
石蜡-环烷烃	73.70	71.48	67.04	62.25
芳香族				
Ⅰ	11.30	11.96	11.60	16.00
Ⅱ	6.70	7.80	3.16	10.58
Ⅲ	3.80	4.00	2.80	4.20
Ⅳ	3.50	2.00	3.84	1.40
树脂	0.50	2.10	4.00	4.10
挥发物	0.40	0.66	2.96	1.48
黏度（50C）$/m^2\cdot s^{-1}$	17.50	18.30	24.80	25.60
氧化试验，减重/%	1.54	1.80	2.20	3.00

表 2.5-11　常用光亮添加剂

添加剂名称	一般添加量（质量分数）
咪唑啉油酸酯	0.5%～1%
聚异丁烯丁二酰亚胺	0.5%～1%
二硫磷酸酯	1%
2.6 二叔丁基对甲酚	0.3%
二烷基二硫磷酸锌	—

表 2.5-12　在普通淬火油中添加磺酸钠的效果①

冷却性能	磺酸钠（质量分数）/%		
	0%	1.5%	3.0%
膜冷却期/s	36.5	21.5	16.5
完成膜冷却期的平均温度/℃	600	650	650
平均核沸腾速率$/℃\cdot s^{-1}$	10.4	14.2	20.5
最大表面热导率$/W\cdot(m^2\cdot K)^{-1}$	921	1 779	2 592
最大表面传热率的温度/℃	476	425	400
黏度（40℃）$/10^{-6}\ m^2\cdot s^{-1}$	32	33	34
表面张力$/N\cdot m^{-1}$	0.038 8	0.033 4	0.032 6

① 静止油中的冷却性能。用不锈钢片［w(Si)0.29%，w(Mn)1.16%，w(Cr)17.43%，w(Mo)2.29%，w(Ni)10.56%］120 mm×120 mm×20 mm 试样测冷速。

表 2.5-13　国产普通淬火油的技术性能指标

分析项目		1 号普通淬火油	2 号普通淬火油	快速淬火油	试验方法
运动黏度（50℃）$/mm^2\cdot s^{-1}$		8～12	10～16	10～15	GB/T 265—1988
（40℃）$/mm^2\cdot s^{-1}$		30	26	15～22	
闪点（开口）/℃	>	170	170	170	GB/T 267—1988
水分/%		无	无	无	GB/T 260—1977
凝固点/℃				－10	GB/T 510—1983
残炭/%	<	0.2	0.4	0.65	GB/T 268—1987
酸值$/mgKOH\cdot g^{-1}$	<	0.10	0.10	0.20	GB/T 264—1983

续表 2.5-13

分析项目		1号普通淬火油	2号普通淬火油	快速淬火油	试验方法
热氧化安定性	黏度比 <	1.5	1.5	1.5	辽 Q456—1980
	残炭增加值 < %	1.5	1.5	1.5	
冷却性能	特性温度/℃	480	580	620	辽 Q457—1980 采用 ZJY—10 探头（ϕ10 mm × 30 mm）
	特性时间/s	4.7	3.8	3.0	
	800～400℃/s	5.0	4.5	3.7	

表 2.5-14 国产光亮淬火油性能指标

分析项目		1号（GZ-1）光亮淬火油	2号（GZ-2）光亮淬火油	快速光亮淬火油	试验方法
运动粘度（50℃）/mm²·s⁻¹		7～13	17～23	20～25	GB/T 265—1988
闪点（开口）/℃	>	170	180	180	GB/T 267—1988
水分/%		无	无	无	GB/T 260—1977
凝固点/℃		-10	-10	-21	GB/T 510—1983
残炭/%	<	0.2	0.1	0.08	GB/T 268—1987
酸值/mgKOH·g⁻¹	<	0.7	0.7	0.5	GB/T 264—1983
热氧化安定性	黏度比 <	1.5	1.5	1.5	辽 Q456—80
	残炭增加值/% <	1.5	1.5	1.5	
冷却性能	特性温度/℃	500	500	600	辽 Q457—80 2YJ—10 探头
	特性时间/s	5.5	4.0		
	800～400℃/s	4.5	4.5	4.0	

表 2.5-15 两种等温淬火油的物理性质

性 质	等温淬火油		性 质	等温淬火油	
	Ⅰ	Ⅱ		Ⅰ	Ⅱ
工作温度/℃	95～150	150～250	175℃	—	42～43
最低闪点/℃	210	275	205℃	—	38～39
最低燃点/℃	245	310	230℃	—	35～36
SUS 黏度/s			黏度指数（最小）	95	95
38℃	235～575	—			
100℃	50.5～51	118～122	酸价	0.00	0.00
150℃	36.5～37.5	51～52	残炭	0.05	0.45

表 2.5-16 等温、分级淬火油的性能指标

分析项目		1号热油	DF2-A①	DF2-S①	试验方法
运动黏度（50℃）/mm²·s⁻¹ （100℃）/mm²·s⁻¹		50～56 20	86～100 14～17	66～72 11～14	GB/T 265—1988
闪点（开口）/℃	>	200	280	260	GB/T 267—1988
凝固点/℃	<	—	-10	-10	GB/T 510—1983
水分/%	<	无	痕迹	痕迹	GB/T 260—1977

续表 2.5-16

分析项目		1号热油	DF2-A①	DF2-S①	试验方法
残炭/%	<	0.6	0.15	0.15	GB/T 268—1987
酸值/mgKOH·g⁻¹	<	0.35	—	—	GB/T 264—1983
热氧化安定性	黏度比 <	1.5	1.5	1.5	辽 Q456—1980
	残炭增值/% <	2.0	1.5	1.5	
冷却性能	特性温度/℃ >	600	610	620	辽 Q456—1980
	特性时间/s <		2.5	2.2	
	800～400℃冷却/s	5.0	5.0	4.5	

① 为光亮等温分级淬火油。

表 2.5-17 国产真空淬火油的性能指标

分析项目		1号真空淬火油	2号真空淬火油	试验方法
运动黏度（50℃）/mm²·s⁻¹		20～25	50～55	GB/T 265—1988
闪点（0℃）（开口）	>	170	210	GB/T 267—1988
水分/%		无	无	GB/T 260—1977
凝固点/℃	<	-10	-10	GB/T 510—1983
残炭/%	<	0.08	0.10	GB/T 268—1987
酸值/mgKOH·g⁻¹	<	0.5	0.7	GB/T 264—1983
饱和蒸汽压（20℃，×133.3 Pa）	<	5×10^{-5}	5×10^{-5}	SY2672
热氧化安定性	黏度比 <	1.5	1.5	辽 Q456
	残炭增值/%	1.5	1.5	辽 Q456
冷却性能	特性温度/℃ >	600	580	辽 Q457
	特性时间/s <	3.5	4.0	辽 Q457
	800～400℃冷却/s	5.5	7.5	辽 Q457

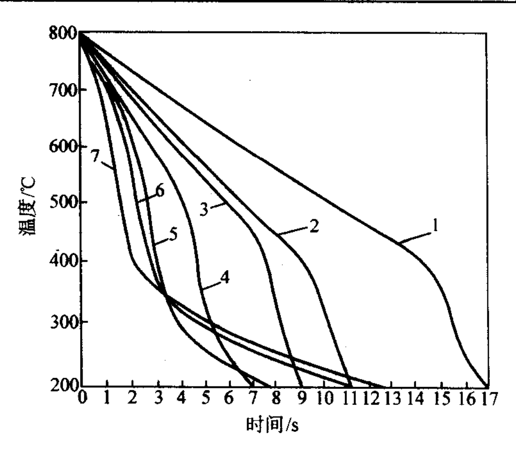


图 2.5-64 1号油不同真空度下的冷却曲线

1—0.013 kPa；2—5 kPa；3—10 kPa；4—26.6 kPa；5—50 kPa；6—66.6 kPa；7—101 kPa

淬火油在长期使用过程中，由于高温氧化、裂解和碳化结焦，基础油成分和性能会发生明显变化，添加剂的作用也逐步退化或消失。但在实际生产中，很少有淬火油整槽报废的情况，只是消耗后不断补充新油和进行添加剂的调整，同时对槽底施行清理，亦定期测量油的冷却性能。图 2.5-65 和图 2.5-66 所示为普通和快速淬火油长期使用后的冷速曲线变化。

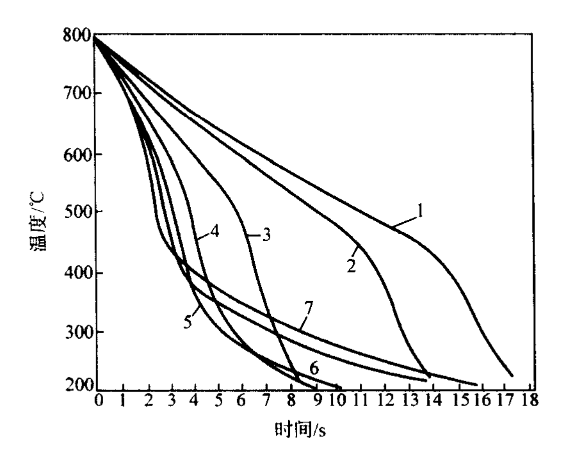


图 2.5-65　2 号油不同真空度下的冷却曲线

1—0.013 kPa；2—5 kPa；3—10 kPa；4—26.6 kPa；5—50 kPa；6—66.6 kPa；7—101 kPa

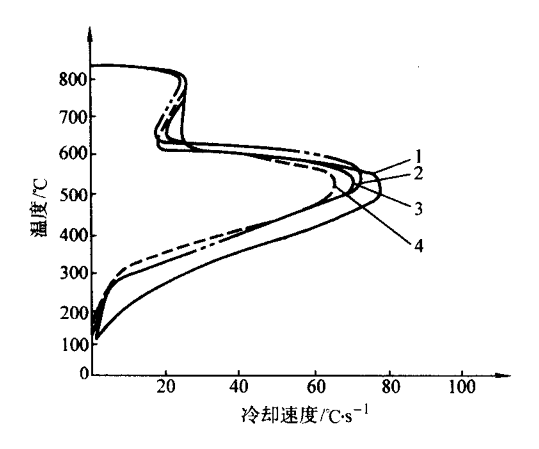


图 2.5-66　普通淬火油冷却曲线随使用时间的变化

1—新油；2—3 个月；3—6 个月；4—9 个月

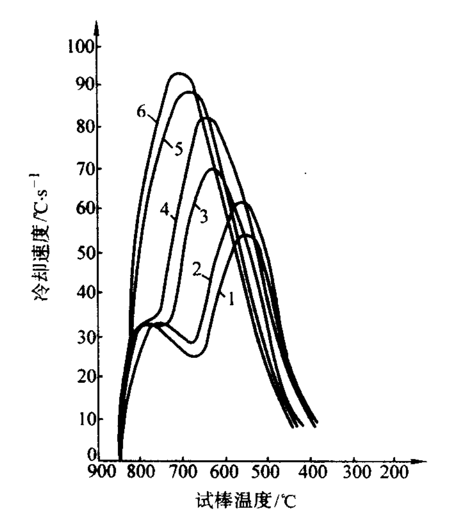


图 2.5-67　快速淬火油冷却速度随使用时间的变化

1—新油；2—3 个月；3—7 个月；4—15 个月；5—25 个月；6—34 个月

5.2　喷射冷却

喷射冷却法是用高压液体（600 ~ 800 kPa）或压缩空气和液体直接喷射在被加热的工件表面（整体或局部）的淬火方法。通常用于喷水和喷聚合物溶液。感应加热淬火时多用聚合物水基介质。和埋入淬火法比较，喷射冷却在工件表面几乎不会形成气泡，液体和工件直接接触，冷却十分强烈。其最大优点是靠调节液流和喷嘴的物理几何参数可用计算机和执行机构实现工件的控制冷却。

图 2.5-68 所示为在膜沸腾期的传热系数和水喷射强度间的关系。由于在被冷却的工件表面水喷射强度很大，膜沸腾期的固 - 液传热系数 α_{fb} 比浸入冷却的数值高数倍。如图所示喷水加入空气时对喷射强度有影响，但并不提高传热系数。喷射冷却时的传热系数还和液温有关。在 20℃以上，水温对传热系数的影响随喷射强度的增加而增大。

如图 2.5-69a 所示，水的冷却传热系数是金属表面温度的函数。提高喷射强度可增加表面热传导和把试棒润湿温度推向高值。在稳定膜沸腾期，传热系数与表面温度无关，而在低温则有很大差别。由图 2.5-69b 可见，传热系数不仅和喷射强度有关，还与试件内部热流以及金属种类有关。此关系可用透热系数（coefficieat of heat penetration）b 来表示

$$b = (\lambda \rho c_p)^{1/2}$$

式中，λ 为金属的热导率；ρ 为金属密度；c_p 为金属的恒压比热容。传热系数的最大值随 b 值的增加而增大。各种金属的 b 值为：Ni　$b = 14.3\ \mathrm{kW \cdot s^{1/2}/(m^2 \cdot K)}$，黄铜 $b = 21.3\ \mathrm{kW \cdot s^{1/2}/(m^2 \cdot K)}$，Al　$b = 23.6\ \mathrm{kW \cdot s^{1/2}/(m^2 \cdot K)}$，Cu　$b = 35.5\ \mathrm{kW \cdot s^{1/2}/(m^2 \cdot K)}$。

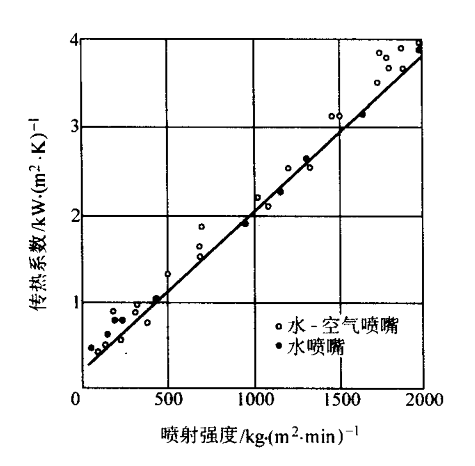
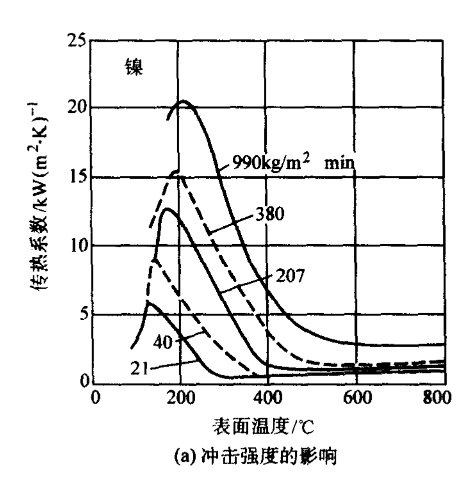


图 2.5-68　喷水冷却时水冲击强度对膜沸腾期传热系数的影响

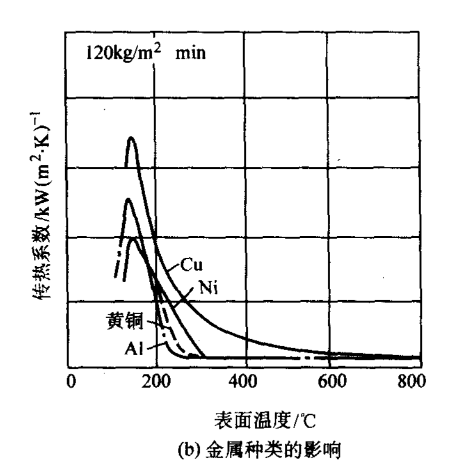
用水和空气混合喷射时，传热系数随水、气压力的变化示于图 2.5-70。热流密度在水、气三种设定状态下（只用空气、变动空气压力水压不变、在最大空气压力下变动水压）与表面温度的关系见图 2.5-70。水和空气压力的控制能保证通过表面的热流按预先规定的冷却曲线变化。

图 2.5-71a 所示为 AISI 1034 钢棒用精确控制时间喷射冷却的珠光体等温转变曲线。由此可见，可调节的喷冷淬火（曲线 3）和设定曲线（曲线 2）有很好的吻合。等温形成的珠光体很细，比连续冷却转变（曲线 1）产物的性能好得多。

图 2.5-71b 所示的第二例为碳钢喷冷淬火表面硬化的效果。用计算机控制的圆柱体零件控制冷却的感应加热淬火可实现冷却过程的全自动控制。从图中可见，此处的实时冷却控制（不规则曲线）完全可以仿照规定的温度 - 时间曲线（折线段）施行淬火冷却。



(a) 冲击强度的影响



(b) 金属种类的影响

图 2.5-69　喷水淬火的传热系数与表面温度的函数关系

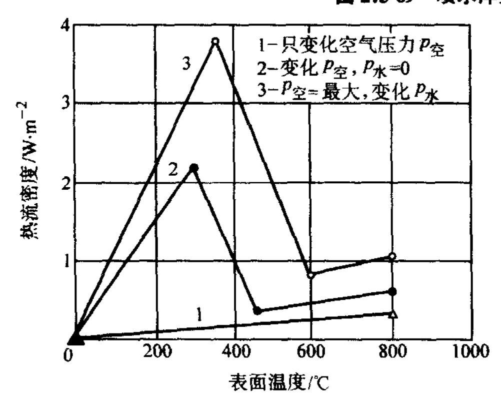
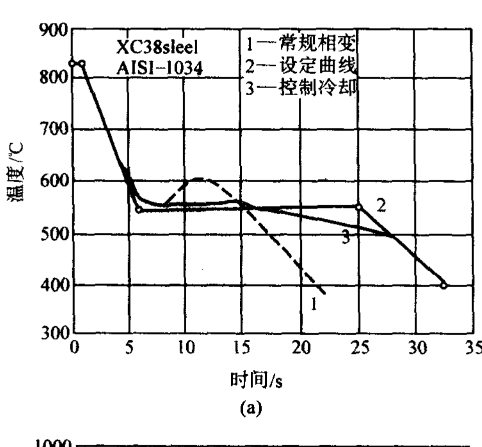
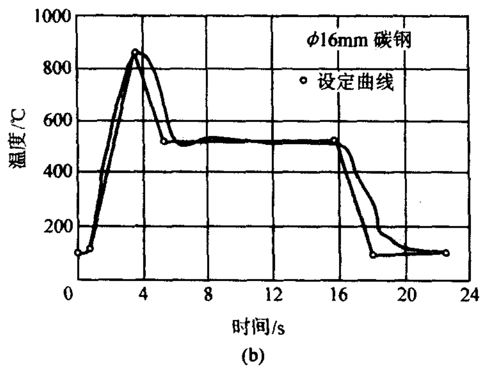


图 2.5-70　热流密度和表面温度的关系



(a)

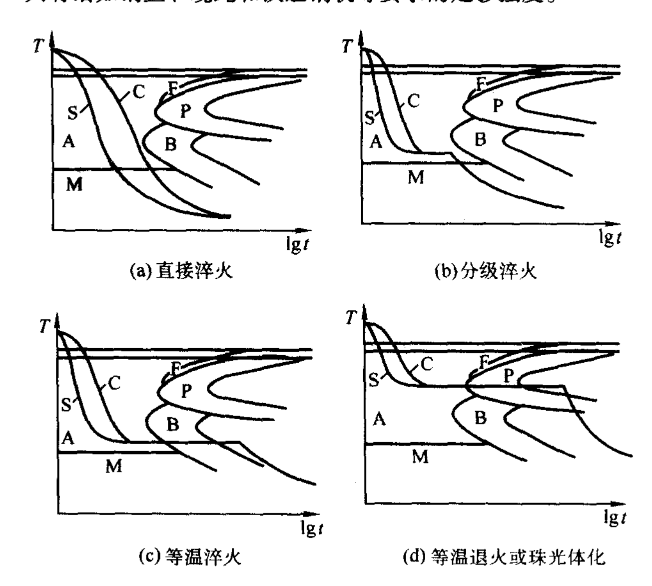


(b)

图 2.5-71　ϕ16 mm AISI 1034 钢棒的珠光体等温转变（a）。真实时间控制喷射冷却（曲线3）表现出的相变排热。ϕ16 mm 碳钢试棒的表面热处理（b）。靠加热和喷射冷却实现了设定曲线的规定

5.3　熔盐等温淬火

钢和球墨铸铁中小零件的等温淬火和分级淬火可减少淬火残余应力和畸变，获得理想组织和强度与韧性的良好配合。其典型工艺示于图 2.5-72。图 2.5-72b 所示为典型分级淬火工艺。工件自奥氏体化温度在硝盐浴或油中快速冷到 M_s 以上等温，待心部和表面温度一致后，自盐浴取出空冷。所获组织和图 2.5-72a 普通直接淬火工艺相同，但残余应力和畸变都较小。贝氏体等温淬火工艺如图 2.5-72c 所示。相对于未回火马氏体，等温淬火后的贝氏体具有和分级淬火组织相同的强度和韧性。直接淬火和分级淬火马氏体都必须回火，以改善其强度和韧性的配合。图 2.5-72d 所示为等温退火或也被称为珠光体化的工艺。等温形成的珠光体韧性好，具有诸如钢丝、缆绳和铁道钢轨等要求的足够强度。



(a) 直接淬火　(b) 分级淬火　(c) 等温淬火　(d) 等温退火或珠光体化

图 2.5-72　工件不同淬火工艺工件的表面、心部冷却曲线和奥氏体等温转变曲线示意

分级淬火介质可用热油（<205℃），也可用硝盐浴。等温淬火和等温退火则必须用盐浴（硝盐温度不得超过600℃）。表 2.5-18 所列为等温分级淬火用硝盐成分。硝盐浴在不同温度下的淬火烈度列于表 2.5-19。图 2.5-73 所示为 ϕ20 mm 银球在不同温度的硝盐浴中的冷却速度曲线。含少量水对硝盐浴的冷却性能有很大正面影响。图 2.5-74 所示为水含量对该盐浴的冷却速度影响。对盐浴的搅动也会显著提高其冷却速度（见图 2.5-75）和钢件淬火后的硬度（见图

2.5-76)。除硝盐外，不同成分和水含量的碱浴亦可作为分级和等温淬火介质，其冷却特性示于图 2.5-77 和图 2.5-78。不同水含量碱浴在 700℃的冷速示于图 2.5-79。

表 2.5-18　等温分级淬火硝盐浴成分

项　　目	混合盐浴成分			
	A	B	C	D
成分（%质量分数）				
硝酸钠	45～55	15～25	57	—
亚硝酸钠	—	23～55	43	53
硝酸钾	45～55	45～55	—	47
工作温度/℃	260～595	175～590	230～550	160～550

表 2.5-19　硝盐浴在不同工作温度下的淬火烈度[①]

工作温度/℃	Grossmann H 值	工作温度/℃	Grossmann H 值
195	0.40	270	0.45
200	0.45	295	0.41
230	0.40	350	0.43

① 熔点为 135℃的硝酸钾-亚硝酸钠盐浴，无搅拌。

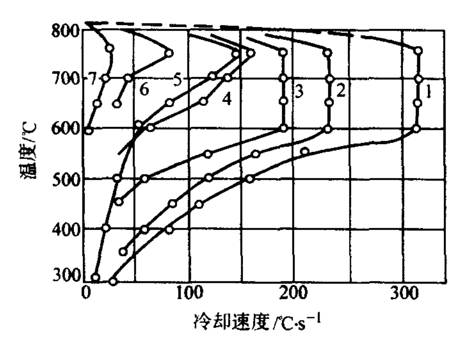


图 2.5-73　ϕ20 mm 银球冷却速度特性与 55%KNO_3 + 45%$NaNO_2$ 盐浴温度的关系（含量均为质量分数）

1—170℃，0.68%H_2O；2—210℃，1.04%H_2O；3—320℃，0.28%H_2O；4—440℃，0.16%H_2O；5—500℃，0.12%H_2O；6—270℃，无水；7—520℃，无水

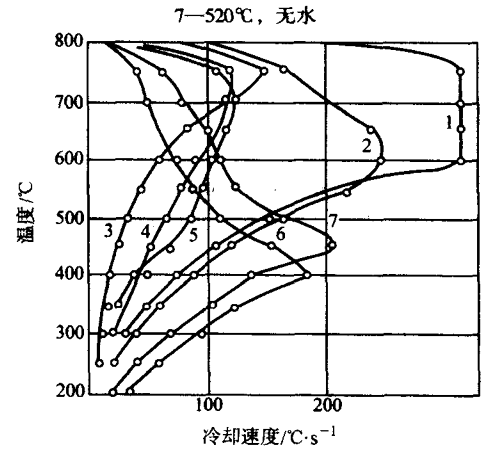


图 2.5-74　ϕ20 mm 银球在 55%KNO_3 + 45% $NaNO_2$ 盐浴中冷却速度的变化与水含量（质量分数）的关系（浴温 170℃）

1—0.68%H_2O；2—0.93%H_2O；3—0%H_2O；4—0%H_2O 通压缩空气；5—50℃油；6—3.93%，H_2O 通压缩空气；7—4.26%H_2O

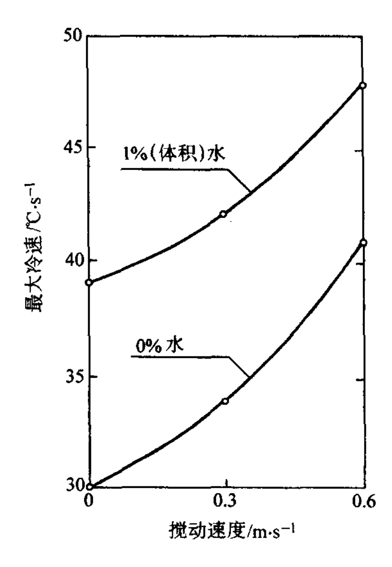


图 2.5-75　搅动速度和水含量对硝盐浴最大冷速的影响（ϕ25 mm 钢棒）

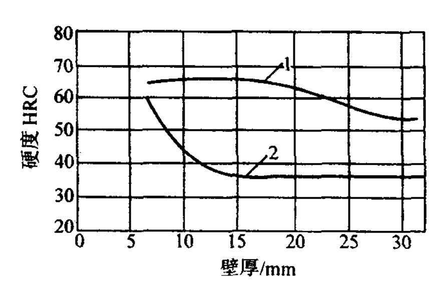


图 2.5-76　搅动对 52100 钢（GCr15）在热盐浴中分级淬火时的表面硬度的影响

1—强烈搅动；2—不搅动

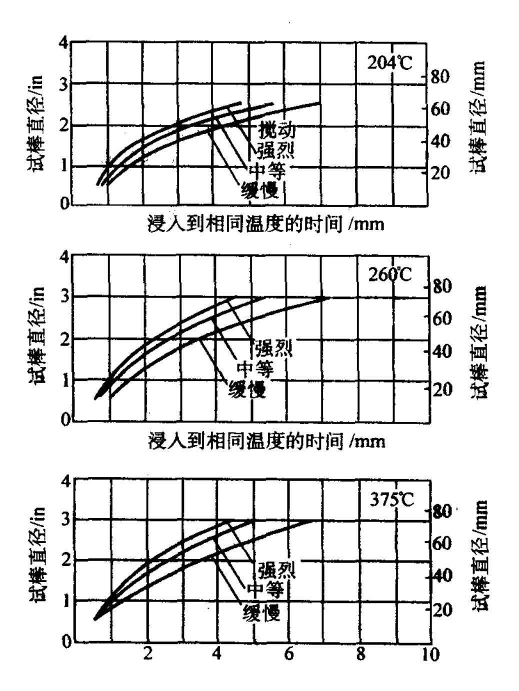


图 2.5-77　1045 钢从 843℃淬入 204℃，260℃，375℃硝盐浴中时试棒尺寸和搅动对心部冷却过程的影响

（长度是直径的 3 倍）

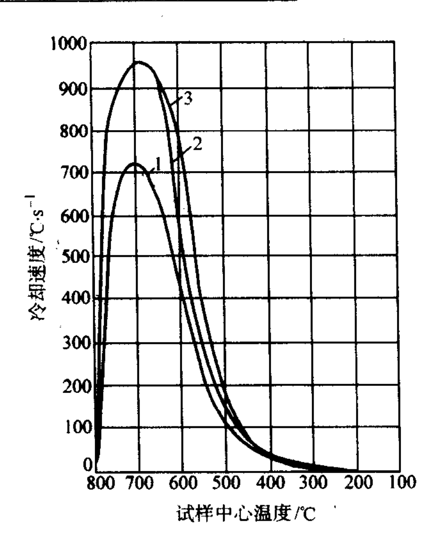


图 2.5-78　不同成分碱浴（质量分数）的冷却曲线

1—85% KOH + 15% $NaNO_2$，另加 3% H_2O，170℃；
2—85% KOH + 15% $NaNO_2$，另加 3% H_2O，170℃；
3—80% KOH + 20% NaOH，另加 3% KNO_3 + 3% $NaNO_2$ + 6% H_2O，170℃

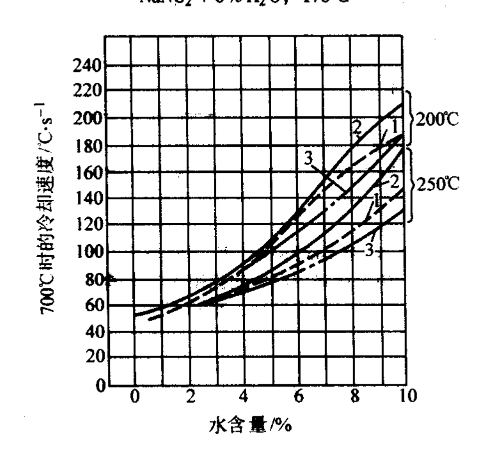


图 2.5-79　苛性碱溶液的淬火能力［在 700℃时直径 25 mm 的圆柱形钢样表面冷却速度与其中水含量（质量分数）的关系］

1—20% NaOH + 80% KOH；2—30% NaOH + 70% KOH；
3—40% NaOH + 60% KOH 淬火介质的温度 200℃和 250℃

5.4　流态床淬火

流态床是从煤粉鼓风悬浮燃烧移植而来的技术。最初是用在热处理的加热上，随后才用于冷却。流态床亦称浮动或流动粒子炉，也叫假液态床或沸腾层。流态床加热和冷却的原理是用鼓风把容器（炉）中的石墨、碳粉、SiO_2、Al_2O_3微粒浮起。用于加热时，靠外热源（电热体或燃气流）把粒子升温到所需温度，把工件放在其中加热。用于淬火冷却时，用冷风吹动粒子，有时尚需用金属薄片微粒（Al）、湿粒子或用水套冷却的粒子。浮动气体可用空气、N_2、Ar、He和 H_2 以及各种气体或液体燃料的燃烧产物。流态床代替盐浴用于等温、分级淬火时，尚需把粒子加热到工艺所需温度。

流态床冷却没有液态介质冷却的各个阶段，热交换方式只有一种对流。和熔盐比较，流态床安全，对环境影响小，工艺过程易控，生产柔性大，干净。但浮动用惰性气体不能回收重复使用，故生产成本较高。

流态床的传热性能取决于粒子尺寸、气体的体积热容、导热率、通过流态床的气流大小。表 2.5-20 所列为流态床的各种变量及其对热传导性的影响。图 2.5-80 所示为流态床气体对传热性能的影响。粒径尺寸与流态床冷却能力的关系示于图 2.5-81。图 2.5-82 和图 2.5-83 所示为风量和风速对流态床冷却性能的影响。

流态床淬火冷却性能可用以下数学式表述

$$\frac{T - T_f}{T_i - T_f} = \exp\left[-\frac{Aht}{C_p V_p}\right]$$

式中，T 为金属表面随时间变化的温度；T_f 为流态床温度；A 为被冷却的表面积；V_p 为金属体积；C_p 为金属热容量；t 为冷却时间；h 为传热系数。

表 2.5-20　流态床参数变量对热传导性的影响

参　数	效　果	说　明
粒子尺寸	d 增大，热传导性下降	$d > d_{cri}$时成立
体积热容	C_p 增大，热传导性上升	Al_2O_3
气体导热性 K	K 增大，热传导性上升	He，H_2
气体流速 v_g	α_{max}在 $v_g = 5v_{mf}$时出现	

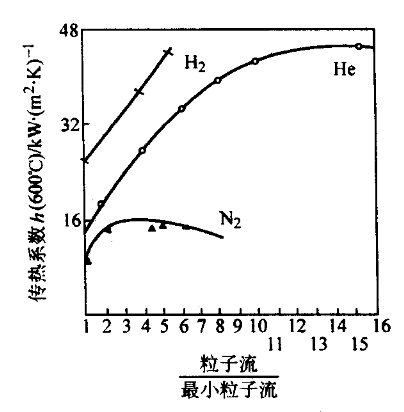


图 2.5-80　流动粒子炉中的气体对传热性质的影响

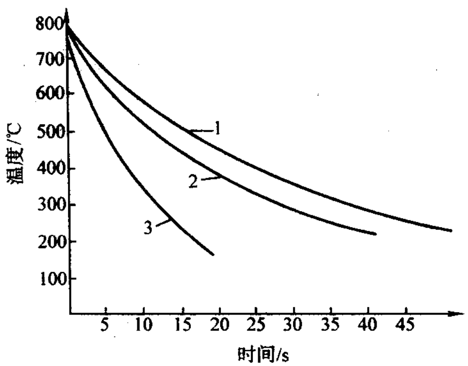


图 2.5-81　粒径对流态床冷却能力的影响

1—0.6 mm；2—0.375 mm；3—0.20 mm 风量 2.0 m^3/h

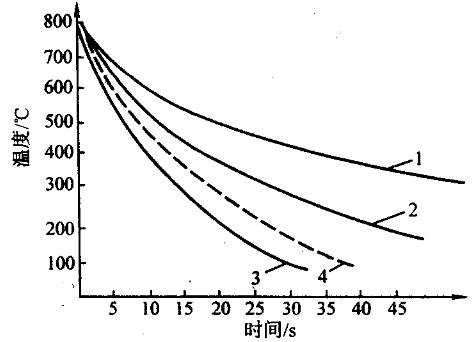


图 2.5-82　风量对冷却能力的影响

1—1.1 m^3/h；2—1.5 m^3/h；3—2.0 m^3/h；4—2.3 m^3/h 粒径 0.2 mm

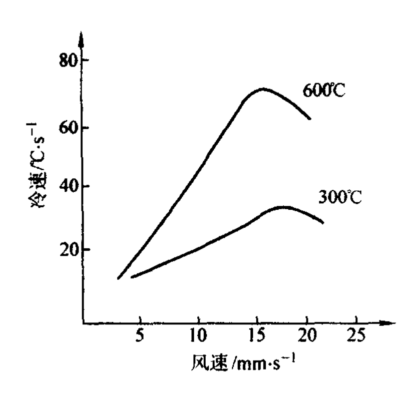


图 2.5-83　不同风速下的冷却能力

5.5　气冷淬火

气冷淬火靠流过热工件表面的气体来冷却，由于没有液态介质冷却的各阶段，工件冷却均匀、畸变小（见图 2.5-84a 和图 2.5-84b）。和油淬火相比尚有不污染环境，免去清洗工序的优点。常压流动气体的冷速介于静止空气和油之间（见图 2.5-85），往往达不到一般钢的临界淬火速度，得不到淬火马氏体组织。为了提高气体冷速必须加大气量，提高气体流速和降低气体温度。在加热炉有限体积内增加气量的主要措施是提高炉内气压。尤其在整批炉料淬火时，需要很高的炉压，即施行所谓的高压气淬（见图 2.5-86）。图 2.5-87 所示为各种淬火介质和不同压力下气体导热能力的比较。

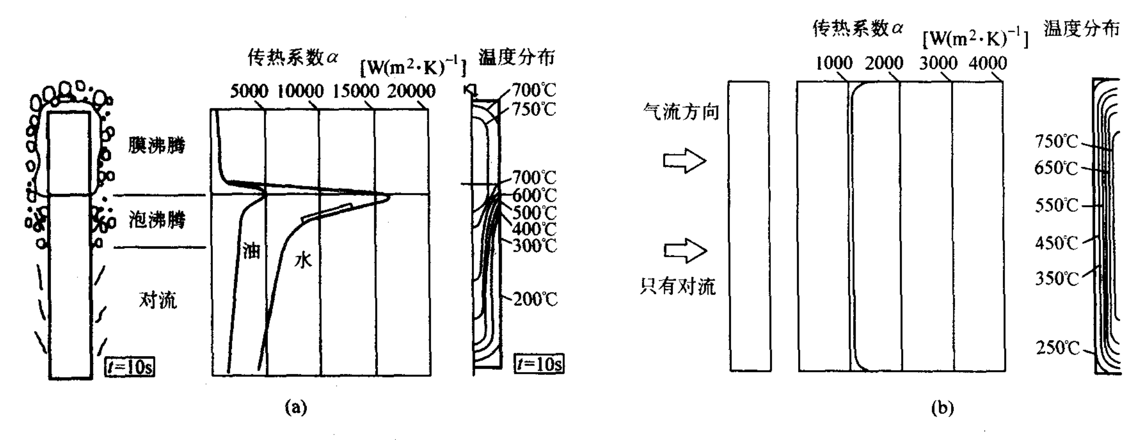


图 2.5-84　钢棒奥氏体化后在液体（a）和气体（b）中淬冷时的温度场变化

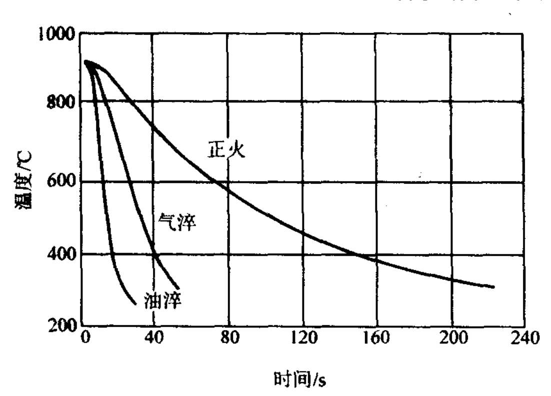


图 2.5-85　4130 钢 ϕ31.7 mm×1.6 mm 管在油、高压 N_2 和空气（正火）中的冷却曲线

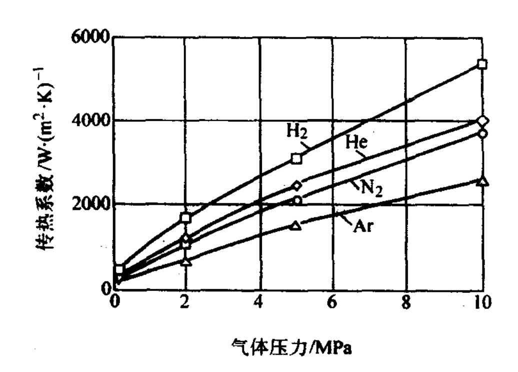


图 2.5-86　气体传热系数与压力的函数关系
（在棒料和 20 m/s 轴向气流条件下计算出）

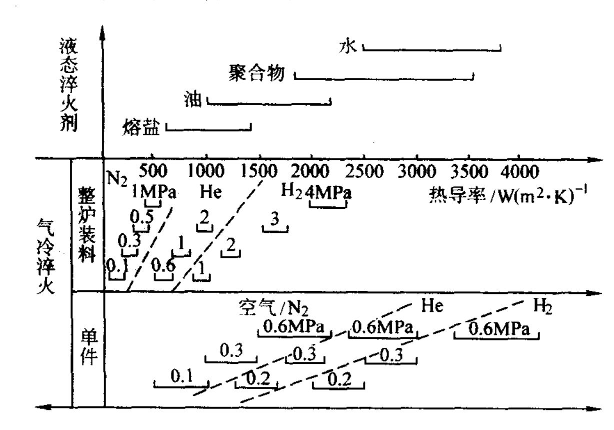


图 2.5-87　各种淬火介质和不同压力下气体介质的导热能力比较

钢件通常在真空炉中加热奥氏体化后，用喷嘴把高压气体瞬间喷向整盘炉料，并以强力风扇使气体在工件周围循环。气体吸取工件热量后，通过热交换器的水冷降温，再供向喷嘴重复使用。常用的冷却气体是 N_2、He、H_2 和 Ar，其导热能力有很大差别（见图 2.5-88 和表 2.5-21）。H_2 的导热性能最好，He 次之，N_2 更次，Ar 最差。N_2 的冷却效果较差，但便宜、安全，故使用较广。2 MPa 以上的高压气淬以用 He 居多，但 He 很贵，每次用完后需回收，以备再次使用。H_2 和空气混合，有明火时易爆，在 1 000℃以上会引起钢的脱碳。N_2 和 Ar 的炉压难于超过 10^6 Pa（10 bar），因为高密度和大的运动黏度会给炉气循环造成阻力。自图 2.5-87 可知，0.6 MPa 的 H_2 能达到单个工件淬火水的冷却能力。而整批装料时，1 MPa 的 N_2 也达不到熔盐的冷却能力。2 MPa 的 He 也只能达到油冷却能力的下限。2 ~ 4 MPa 的 H_2 能完全包容油冷能力范围。气冷淬火时，适当控制气体温度还可

实现等温和分级淬火效果，从而进一步减少畸变。

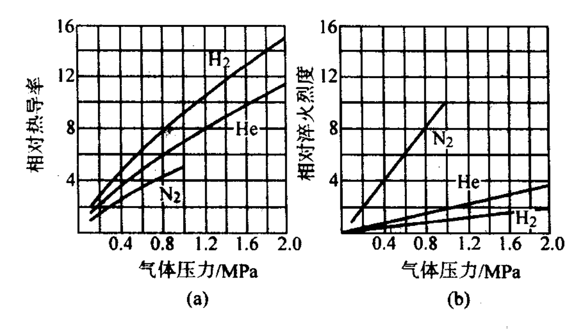


图 2.5-88 不同气体在各种气压下的相对热导率（a）相对淬火烈度（b）

表 2.5-21 H_2、He、N_2 和 Ar 的物理性能

性　能	H_2	He	N_2	Ar
密度/$kg \cdot m^{-3}$	0.303	0.601	4.207	6.008
比热容/$J \cdot kg^{-1} \cdot K^{-1}$	14 450	5 200	1 050	520
导热率/10^4 $W \cdot m^{-1} \cdot K^{-1}$	2 256	1 901	326	222
动力黏度/$MPa \cdot s$	10.8	24.4	21.6	28.2

多层工件密集装炉时，高压气冷很难达到油的冷却效果。采用高速气流喷嘴可显著提高气淬冷却能力。高速喷嘴可使气流速度从 10 m/s 到 200 m/s 范围变化。单个和单层工件在 0.1 MPa 的空气或氢气喷射气流中冷却时相当于 1 MPa 氮在多层密集装炉时的冷却能力。0.6 MPa N_2 的喷射气流在单件或单层装料时可达到快速淬火油的平均淬火烈度，而在全密集装料时却需要 4 MPa 的 H_2。

DIN1 2080 钢（相当于 Cr12 冷作模具钢）$\phi 80$ mm 和 $\phi 120$ mm 长 200 mm 棒料在 0.5 MPa 的 N_2 和 H_2 中淬火的心部冷却曲线示于图 2.5-89。心部冷速随棒料直径的增大而降低。在相同冷却条件下，钢棒在 H_2 中的冷却比 N_2 中快。$\phi 80$ mm × 200 mm 钢棒在 N_2 中的冷却曲线和 $\phi 120$ mm × 200 mm 棒在 H_2 中的冷速接近。在 N_2 中冷却的心部硬度值为 62～63HRC，而在 H_2 中冷却时可达 66HRC。

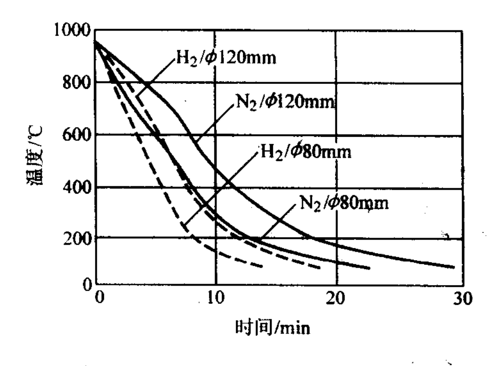


图 2.5-89 $\phi 80$ mm × 200 mm，$\phi 120$ mm × 200 mm DIN1 2080 钢棒（Cr12）在 0.5 MPa 的 H_2 和 N_2 中的心部冷却曲线

图 2.5-90 所示为 $\phi 30$ mm × 500 mm 钢棒净装炉 520 kg 在 0.6 MPa 的 N_2 和 0.6 MPa～2 MPa H_2 中淬火的冷却曲线。由此可知，在相同压力下，用 H_2 的冷却时间比用 N_2 减少 30%。把 H_2 压力由 0.6 MPa 提高到 2 MPa 比在 0.6 MPa N_2 中的冷却速度提高 75%。

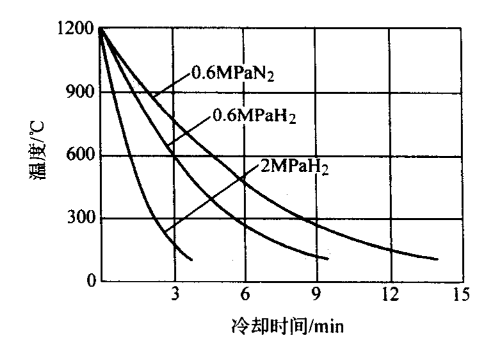


图 2.5-90 气体压力对 $\phi 30$ mm × 500 mm 整批炉料淬火冷却曲线的影响

5.6 强烈淬火

乌克兰科学院工程热物理研究所的 Н.И.Кобаско 院士于 1992 年研究开发了一种可避免开裂、减少畸变的钢材强烈淬火技术。在强烈淬火条件下，马氏体转变区的冷速 >30℃/s 时，钢件表面层中过冷奥氏体受到 1 200 MPa 的压应力，淬火后使钢的屈服强度至少增加 25%。

钢自奥氏体化温度淬火时，表面与心部温差会导致内应力。相变组织的比容变化和相变塑性还会引起附加相变应力。热应力和相变应力的综合作用，如应力超过材料的屈服强度就会发生塑性变形。如果共同作用的应力超过热态钢的抗拉强度就会形成淬火裂纹。

钢件淬火时力求得到奥氏体-珠光体转变的临界冷速，以获得 100% 的马氏体。但在马氏体转变范围内增加冷速会使开裂的概率趋向最大，然后又逐渐减小到零（见图 2.5-91）。这是用有限元法对淬火过程的非稳态热传导和相变热过程数学模型以及合理边界条件下的弹塑性变形规律而计算出的。此规律发现了残余拉应力随冷速的增大逐步走向极大值，然后迅速减小，直到转化为压应力。此时形成淬火裂纹的概率就微乎其微了。被测量淬火件的表面残余应力数值和符号都证实了这一点。

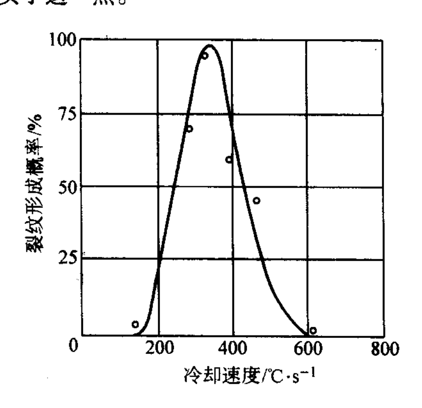


图 2.5-91 DIN4 1Cr4（40Cr）$\phi 6$ mm 钢样在马氏体转变范围内裂纹形成概率和冷却速度的关系

在强烈淬火过程中，由相变塑性引起的残余应力和由奥氏体－马氏体转变的比容变化导致残余应力增加。在强烈冷却时，工件表面立即冷到槽液温度，心部温度几乎没有变化。快速冷却引起表面层收缩和被心部应力平衡的高拉伸应力。温度梯度的增加使初始马氏体转变造成的拉应力增加，而马氏体开始转变温度 M_s 的提高引起相变塑性导致的表层膨胀。如果高的 M_s 点伴随着马氏体转变的显著体积膨胀，表面拉应力会明显减少，并转化为压应力。表面压应力数值和生成的表面马氏体量成正比。这种表面压应力决定着心部

是否会在压缩条件下发生马氏体相变或者在进一步冷却时会使表面拉应力逆转。如果马氏体转变使心部体积膨胀足够大和表层马氏体很硬很脆，就会使表层由于应力逆转而破裂。为此，钢件表层出现压应力和心部的马氏体转变应尽可能晚发生。

此结论表明，当表层形成最大压应力时，强烈淬火过程应停顿。随后在 M_s 温度保持等温冷却。如此将会延迟心部的冷却，使其马氏体转变变慢，在表层形成高的压应力。当表面硬化层达到一个优化厚度，并在表层最大压应力值时，就完成全部强烈淬火过程。使工件淬火开裂倾向减到最低程度的另一种方法是保证材料的塑性，即过冷奥氏体只转变为 < 30% 的新马氏体。初始，强烈淬火一直维持到过冷奥氏体转变到不超过 30% 马氏体的工件表面温度。然后即终止强烈淬火，使工件在空气中冷却到截面温度平衡。表层形成的新马氏体是经过自回火的，能避免产生淬火裂纹，因为这时的应力值已降到很低。最后再强烈冷却到室温，使其余奥氏体完全转变为马氏体。在马氏体转变范围内的强烈冷却可改善材料塑性，提高材料强度。

强烈淬火方法的优点是在表层形成压应力，降低产生裂纹的概率，提高硬度和强度。表层形成 100% 马氏体组织，会使给定钢种得到最大的淬硬层，故可用碳钢代替较贵的合金钢。强烈淬火也可促使形成均匀的力学性能和最小的工件畸变。零件经强烈淬火后，在交变载荷下的使用寿命大致可提高一个数量级。

Кобаско 的强烈淬火试验是在 $CaCl_2$ 水溶液和液氮中进行的。钢件在 $CaCl_2$ 溶液中淬火后仅产生 50% 马氏体，其余奥氏体在液氮中冷却发生转变。在 $CaCl_2$ 液中淬火几乎没有膜沸腾期，而在核沸腾期的热传导率最大。在液氮中冷却时却几乎都是膜沸腾冷却。液氮的强烈搅动可以明显提高全膜沸腾的传热率，而对核沸腾期的传热率影响不大。T7A 钢（0.66 ~ 0.73% C、0.17 ~ 0.38% Mn、0.17 ~ 0.33% Si、0.2% Cr、0.2% Ni）在油、50% $CaCl_2$ 溶液和 $CaCl_2$ + 液氮中淬火后经 360 ~ 370℃ 回火 2 h。60Si2A 钢（0.58 ~ 0.63% C、0.6% ~ 0.9% Mn、1.6 ~ 2.0% Si、0.3% Cr）试样在上列介质中淬火后，经 460℃ 回火 2 h 的力学性能列于表 2.5-22。

表 2.5-22　钢试样淬火回火后的力学性能

淬火方式	冷速 v /℃·s⁻¹	钢种	抗拉强度 σ_b/MPa	屈服强度 $\sigma_{0.2}$/MPa	伸长率 δ/%	收缩率 ψ/%
油	6	T7A	1 400	1 250	4.0	—
		60Si2	1 476	1 355	8.5	—
50% $CaCl_2$	10	T7A	1 460	1 370	7.8	22
		60Si2	1 420	1 260	8.2	26
$CaCl_2$ + 液氮分级淬火	30	T7A	1 610	1 570	7.9	31
		60Si2	1 920	1 740	5.0	22

由表 2.5-22 中数据可见，与油中淬火比较，T7A 钢强烈淬火（冷速 30℃/s）后屈服强度提高 25%，60Si2 提高 28%。油淬试样为脆性断口，强烈淬火试样为韧性断口。

在二期淬火的核沸腾阶段，工件表面保持在一个“浸透温度” T_s（saturated temperature）。此时会出现一个被称为“自调节的热过程”（self - regulated thermal process）。当 $T_s = M_s$ 时，在马氏体转变范围未见有强烈冷却过程，而当 $T_s = M_f$ 时，在马氏体转变区发生极强烈的冷却。也就是说，控制 T_s 就可以实现“强烈冷却状态”。

强烈淬火对钢制品的使用寿命有明显正面影响。M2 高速钢（W6Mo5Cr4V2）ϕ15.3 mm × 120 mm 冲头经普通淬火和强烈淬火的寿命对比列于表 2.5-23。人造金刚石生长模经受多次高温高压变化。高速钢强烈淬火可提高寿命 50%，GCr15 钢模具强烈淬火提高寿命 100%。

表 2.5-23　自动成形机冲头寿命①

冲头编号	冲压次数②		提高寿命倍数③
	油淬	强烈淬火	
1	6 460	15 600	2.4
2	6 670	16 500	2.5
3	3 200	5 300	1.65
4	4 000	12 075	3.0
5	6 620	8 110	1.2
6	2 890	10 500	3.6
7	2 340	7 300	3.1

① 175 次/min。②冲头损坏时的冲压次数。③强烈淬火冲头寿命提高倍数。

5.7　淬火介质性能测试方法

淬火介质冷却性能测试方法有冷却曲线测定、区间试验法、热丝试验法、磁性试验法和淬火油物理化学性能测试方法等。

1）冷却曲线测定　一般使用热电偶焊（镶）在心部或表面的球状或圆柱状试棒。试棒（探头）可用镍、不锈钢或银等在冷却过程中无相变金属材料制造。如前所述，金属的热传导率取决于透热系数（coefficient of heat penetration）$b = \sqrt{\lambda \rho C_p}$。因此，钢棒表面和心部的温差最大，镍次之，银最小。所以钢棒心部热电偶的连接要求比银严格。使用银试棒时，要求快速反应仪表。

热电偶焊在试棒表面时，容易真实显示出冷却曲线特性（特性温度、核沸腾开始温度）。当测温点设在心部，而不在表面，会延长冷却时间，并使特征点温度移向高端。

如用银试棒，并把热电偶焊在表面，就要求在整个试验温度范围至少能记录下 500℃/s 的温度变化。

测量冷却曲线时，造成测量偏差的主要因素是试棒加热温度、淬火介质温度、淬火介质搅拌条件的差异。

我国测试淬火介质冷却性能的标准过去曾推荐使用过 JB/T 7951—1999。其中规定用 ϕ16 mm × 48 mm 的银棒，心部挤压固定 0.5 mm 的 NiCr - NiAl 热电偶丝。现在和国际标准 ISO 9950—1995 靠拢，改用 JB/T 7951—2004。其中规定使用 ϕ12.5 mm × 60 mm Inconel 600 耐热合金（C0.05%、Cr15.5%、Ni75%、其余 Fe）、心部焊 ϕ1.5 mm 铠装 NiCr - NiAl 热电偶。耐热合金棒适合于测定油的淬火冷却曲线，而用于测水基介质，则显示出灵敏度低的不足。到目前为止，国际上尚无一种能适合任何介质、完美的测试冷却曲线的标准方法。

2）区间试验法　区间试验法也叫“五秒钟试验法”是一种快速比较介质冷却能力的方法。用此法时，把 2 L 油样放在保温容器中，在试验过程把油温变化记录下来。把重约 250 g 的不锈钢棒加热到 816℃（1 500°F），立即放入油中冷却 5 s。在冷却过程中对油样不停搅动，以使容器内的油温均匀，测量油温的升高要精确到 0.1℃。测试时用几种试棒多次重复，取其平均值。最后用同样尺寸相同金属的棒在另一个 2 L 油样中施行完全淬火（冷到底），记下此时的油温升高。该种油的淬冷能力可用下式算出

$$\frac{A}{B} \times 100 = \%\text{淬火速率}$$

式中，A 为 5 s 淬火试样使油温上升的平均值；B 为完全淬火试样的油样最高温升。

五秒钟试验法简单，不用专门设备，曾被广泛应用。但这种方法只能用来比较介质高温段（膜沸腾和核沸腾期）的冷却性能，只能表征部分冷却过程。

3）热丝试验法　在少量油（200 mL）中插入一根 Ni-Cr 合金丝，通电加热。通常油温保持在室温下测试。合金丝固定在二根铜电极上。用调节电阻器方式使通过合金丝的电流逐步平稳升高。油的冷却能力以电流表测出的通过热丝的最大电流的平方值表示。通过 Ni-Cr 丝的电流愈大，即记录下的电流值愈高，油的吸热能力就愈强。热丝法和5秒法类似，适合比较油在高温区段的冷却性能。

4）磁性试验法　用 ϕ22 mm 重约 50 g 的镍球在空气或保护气氛中加热到 885℃（1 625℉）。渗铬的镍球无需用保护气氛，并用表面不同加工标识来区分。当镍球被加热均温后立即淬入置于磁场的 200 mL 油样中。试件从 885℃冷到镍居里点 354℃（被磁铁吸引）的时间就是衡量油冷却能力的尺度。镍的居里点温度低于奥氏体等温转变曲线的鼻尖。因此，用此方法就可以对淬火油进行比较。镍球恢复磁性的时间愈短，油的冷速就愈快。

5.8　淬火冷却的畸变与开裂

如前所述，钢件淬火时，由于心部的冷却滞后于表面以及相变产物与相变前组织比容的差异，内部会产生热应力和相变应力。在冷却过程中如果两种应力的叠加超过材料的屈服强度，就会发生塑性变形，转变后产物的比容变化就会使工件的体积膨胀，结果就使工件的形状和尺寸发生改变，亦即使工件产生畸变。冷到低温后，材料的屈服强度很高，塑性显著降低，未被塑性变形松弛的应力就会在金属内部保留下来，形成残余内应力。如果以上二种应力叠加的残余拉应力超过材料的抗拉强度，就会在表面或表面层下产生裂纹或发生开裂。

图 2.5-92 所示为钢在加热和冷却过程中的体积膨胀和收缩。表 2.5-24 所列为碳素工具钢组织转变引起的尺寸变化，而钢中各种组织成分的比容列于表 2.5-25。表 2.5-26 所列为马氏体转变时的体积变化。不同形状钢件淬火时的一般畸变倾向列于表 2.5-27。图 2.5-93 所示为 AISI 4620H 钢（相当于 20NiMoH）变速传动倒车惰轮渗碳淬火后的尺寸变化。图 2.5-94 所示为 8625 钢（相当于 25CrNiMo）齿圈渗碳分级淬火后的尺寸控制范围。钢件淬火冷却时的热应力随时间变化示于图 2.5-95，而组织应力随时间的变化规律示于图 2.5-96。碳钢圆柱体在水中淬火后的残余应力沿截面分布与钢中碳含量的关系示于图 2.5-97。图 2.5-98 所示为钢件淬火冷却时的裂纹类型和导致裂纹的残余内应力状态。表 2.5-28 所列为淬火开裂原因及其防止措施。

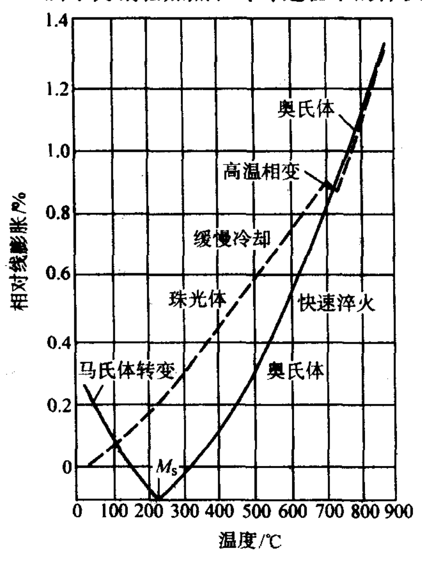


图 2.5-92　钢加热和冷却时的膨胀和收缩

表 2.5-24　碳素工具钢组织转变引起的尺寸变化

组织转变	体积变化/%	尺寸变化/%
球化组织→奥氏体	−4.64+2.21[w(C)%]	−0.015 5+0.007 4[w(C)%]
奥氏体→马氏体	4.64−0.53[w(C)%]	0.015 5+0.001 8[w(C)%]
球化组织→马氏体	1.68[w(C)%]	0.005 6[w(C)%]
奥氏体→下贝氏体	4.64−1.43[w(C)%]	0.015 6−0.004 8[w(C)%]
球化组织→下贝氏体	0.78[w(C)%]	0.002 6[w(C)%]
奥氏体→铁素体+渗碳体	4.64−2.21[w(C)%]	0.015 5−0.007 4[w(C)%]
球化组织→铁素体+渗碳体	0	0

表 2.5-25　钢中各种组织组成物的比容

组织成分	碳含量(质量分数)/%	比体积/cm³·g⁻¹
奥氏体	0~2	0.121 2+0.003 3 [w (C)%]
马氏体	0~2	0.127 1+0.002 5 [w (C)%]
铁素体	0~0.02	0.127 1
渗碳体	6.7±0.2	0.136±0.001
ε碳化物	8.6±6.7	0.140±0.002
珠光体		0.127 1±0.000 5 [w (C)%]

表 2.5-26　马氏体转变时的体积变化

钢的碳含量(质量分数)/%	马氏体的密度/g·cm⁻³	退火态的密度/g·cm⁻³	生成马氏体的体积变化/%
0.1	7.918	7.927	+0.113
0.3	7.889	7.921	+0.401
0.6	7.840	7.913	+0.923
0.85	7.808	7.905	+1.227
1.00	7.778	7.901	+1.557
1.30	7.706	7.892	+2.576

表 2.5-27　工件淬火畸变特征

零件种类	轴　类	扁平形	正方形	圆（方）孔体	扁圆（方）孔体
热处理前					

续表 2.5-27

零件种类	轴　类	扁平形	正方形	圆（方）孔体	扁圆（方）孔体
热应力畸变	d^+，l^-	d^-，l^+	趋向球形	d^-，D^+，l^-	D^+，d^-
组织应力畸变	d^-，l^+	d^+，l^-	平面内凹棱角突出	d^+，D^-，l^+	D^+，d^-
体积效应畸变	d^+，l^+或d^-，l^-	d^+，l^+或d^-，l^-	a^+，c^+或a^-，c^-	d^+，D^-，l^- 或d^-，D^+，l^+	D^-，d^+，l^- 或D^+，d^-，l^+

注：1. 当圆（方）孔体的内径 d 很小时，则畸变规律如轴类或正方体类；当扁圆（方）孔体的内径 d 很小时，则畸变规律如扁平体。
2. “-”表示收缩趋向，“+”表示胀大趋向。

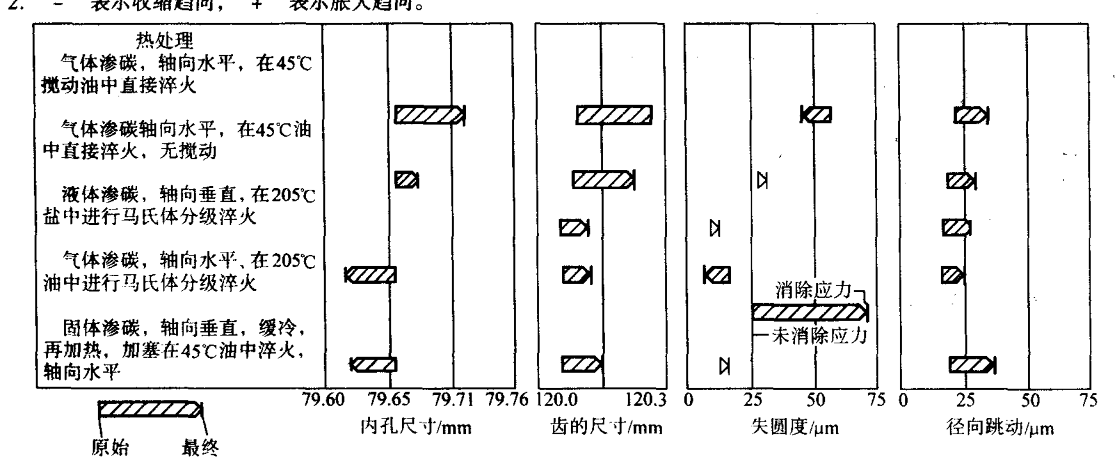


图 2.5-93　不同渗碳和淬火方法对 4620H 钢制变速传动的倒车惰轮尺寸的影响
齿轮渗碳到深度为 0.8 ~ 1.0 mm，淬火达到硬度为 58 ~ 63HRC

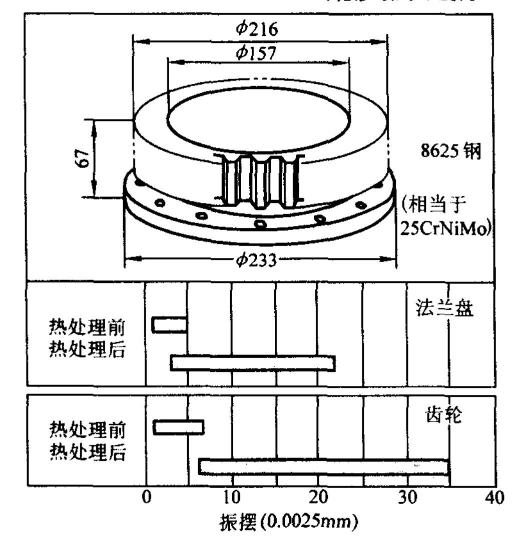


图 2.5-94　8 个 8625 钢齿圈渗碳（渗层 1.27 mm）后在 190℃油中分级淬火，加柱塞空冷到室温的尺寸控制范围

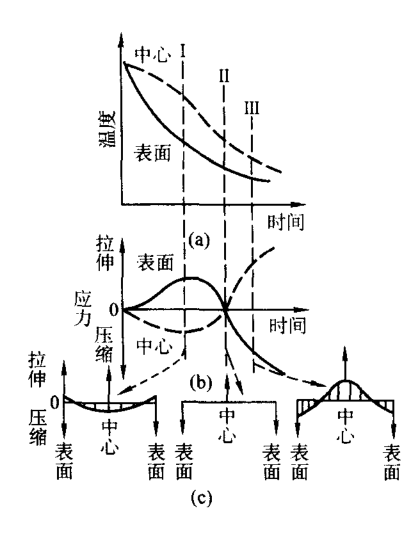


图 2.5-95　热应力随时间的变化

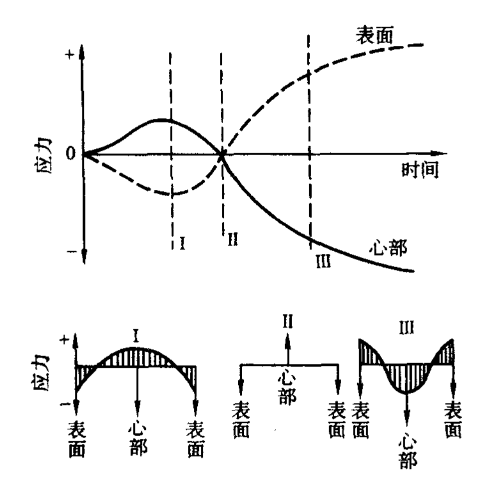


图2.5-96　组织应力随时间的变化

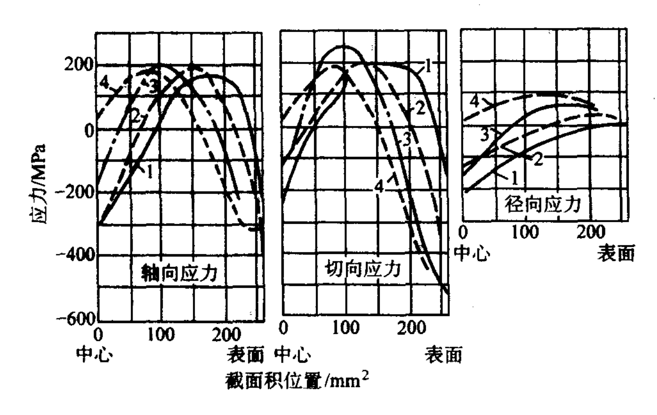


图2.5-97　碳含量对圆柱体残余应力的影响（ϕ18 mm，850℃水淬）
1—w(C)0.98%；2—w(C)0.51%；
3—w(C)0.35%；4—w(C)0.20%

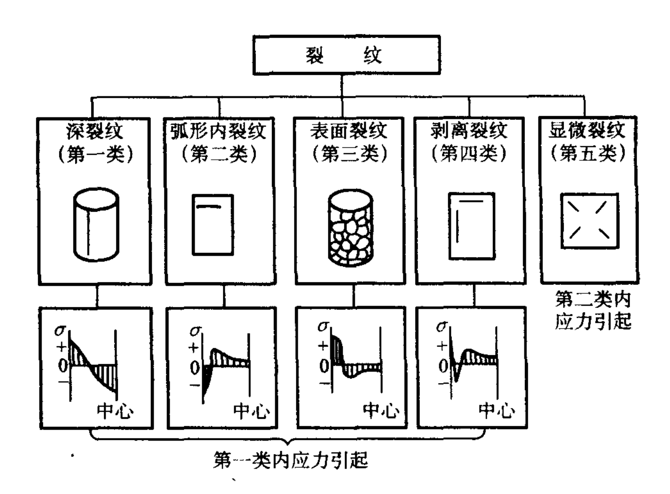


图2.5-98　淬火裂纹类型及形成裂纹的内应力

表2.5-28　淬火开裂原因及防止措施

裂纹类型	特征	形成条件	防止措施
纵向裂纹	由表及里、深而长	淬透工件易发生，原材料有碳化物带状偏析或非金属夹杂物延伸	控制原材料质量，合理选择预备热处理以改善原始组织
弧形裂纹	常位于工件角落处，隐于表面层下	易发生于未淬透工件或渗碳淬火件	改变工件设计，截面过渡圆角合理化
网状裂纹	位于工件表面、深度0.01～2 mm	表层脱碳件、化学热处理和表面淬火件易出现	采取加热保护，避免脱碳，延缓淬火冷却，降低淬火温度
剥离开裂	表现为淬硬层剥离	表面淬火件或化学热处理件	合理选择介质，延缓冷却
显微裂纹	在显微组织缺陷处	淬火件高碳马氏体针附近	避免加热过热和晶粒粗大

编写：樊东黎（全国热处理学会）

第 6 章　热处理工艺材料

1　概述

除了处理工件所用的材料外，在热处理生产、设备制造和质量检验过程中尚需要多种金属、合金、非金属、无机盐、碱、有机聚合物、陶瓷结构材料和特殊功能材料。表 2.6-1 所列为热处理工程使用的各种材料，细分为工艺材料、辅助材料、筑炉材料、测温材料、检测材料等五大类。

表 2.6-1　热处理用材料一览表

序号	大类	小　类	细　类	说　明
1	工艺材料	1）加热介质	制备气氛的原料气、有机液体滴注剂、单盐、复合盐、流动粒子、回火油、脱碳性气氛、甲烷和惰性气体	脱碳气氛用于电工钢片的不氧化脱碳退火
		2）冷却介质	淬火油，无机盐碱溶液、聚合物溶液、等温分级淬火油和盐、流动粒子、中性、还原性、惰性气体、压缩空气	
		3）渗剂和表面合金化用剂	固体渗碳剂、渗碳用盐、碳氮共渗用盐、单渗、共渗膏剂、氮碳共渗盐。固体渗硼剂、盐浴渗硫剂、硫氮共渗剂、表面合金化粉末	
		4）保护涂料和材料	无机涂料、有机涂料、不锈钢箔	
		5）防渗剂	防渗碳、渗氮涂料、镀铜液	
		6）表面处理剂	磷化液、发黑液、Ni－P 镀液、铜铝合金染色液	
2	辅助材料	1）清洗剂	清洁溶剂、金属清洁液、碱液、真空清洁剂	清洁溶剂，指不含氟氯烃的溶剂
		2）防锈剂	各种缓蚀剂和有缓蚀剂的液体	用于盐浴加热、清洁后的工件防锈
		3）干燥剂	硅胶、$CaCl_2$、5×10^{-8} cm（5 Å）分子筛	吸收气体水分降低露点（D.P）
		4）催化剂	Ni 催化剂、ZnO 催化剂、除硫剂、残余氨裂解催化剂、钯分子筛	也称触媒
		5）盐浴校正剂	SiC、NH_4Cl、Si-Ca、ZnO、$Na_2B_4O_7$ 等	也称脱氧剂
		6）吸收剂	5×10^{-8} cm（5 Å）分子筛、碳分子筛、乙醇胺	吸收气体中的 CO_2、空分制氮
		7）添加剂	淬火油和聚合物溶液中的抗氧剂、抗凝剂、消泡剂、表面活性剂等	
3	筑炉材料	1）耐火材料	耐火砖、陶瓷纤维及制品、耐火涂料、耐火泥	
		2）隔热材料	硅藻土砖、蛭石、矿渣棉、石棉板、陶瓷纤维、碳毡	
		3）炉用耐热构件材料	各种耐热钢、镍基合金、Fe-Cr-Al 合金、Cr-Mn-N 合金。钼、钽、石墨、陶瓷、金属陶瓷	
		4）辐射管、换热器材料	耐热钢、镍基合金、APM 合金、陶瓷、蜂窝状耐火体	APM 系 Kanthal 公司新开发可耐热到 1 425℃的 Fe-Cr-Al 合金
		5）电阻发热材料	Ni-Cr 合金、Fe-Cr-Al 合金、SiC 棒、$MoSi_2$ 棒、钼、钽片丝、石墨带片、棒	
		6）耐热涂料、特殊涂料	电阻带用含 Cr_2O_3 涂料、远红外涂料	
4	测温材料	1）热电偶丝	Pt-RhPt，NiCr-NiAl。Cu-康铜，W-Re，Cu-Mn 合金	
		2）热电阻丝		
		3）热敏电阻		
		4）热电偶保护管	Ni-Cr 合金，金属陶瓷，陶瓷、APM 合金	
5	检测材料	1）磁粉	普通磁粉，荧光磁粉	
		2）荧光剂	各种荧光粉	
		3）显色剂	苏丹红等各种醒目显示剂和渗透剂	可用煤油作渗透剂
		4）X 光胶片		
		5）增感材料	铅箔	粗磨金相试片
		6）砂纸	各种粗细粒度砂纸	
		7）砂轮片	各种厚度和外径的钢件切片砂轮	
		8）研磨粉	细粒度的 Al_2O_3，Cr_2O_3 粉	
		9）腐蚀剂	硝酸酒精液及各种特殊专用的腐蚀剂	
		10）镶片料	胶木粉和塑料粉	

热处理工艺材料和辅助材料是热处理技术的重要组成部分。缺乏优质工艺材料，需要施行热处理的机器零件和各种制品都不能保证有优异质量。在认识热处理对产品质量重要性的同时，也必须认识到工辅材料的重要性。近20年来，随着热处理工艺和设备的进步，国内外的热处理工辅材料也有迅速发展。我国改革开放以来，在自行研究开发和消化吸收引进技术的基础上，热处理工辅材料的品种和质量也发生了明显变化。

2　热处理的加热介质

热处理常用加热介质包括制备保护气氛和可控气氛的原料气体、各种单盐和混合盐、流动粒子、各种矿物油。热处理加热介质的主要作用首先是热量的传媒，其次是减少和避免金属材料在加热时的氧化和脱碳。

2.1　制备气氛的原料气

制备保护气氛和可控气氛的原料有天然气、液化石油气、液氮、甲醇等。此外尚有可用于金属加热保护的氢、氮、氦、氩等还原性、中性、惰性单一气体。这些气体的性能和用途列于表2.6-2。

表2.6-2　制备热处理加热气体介质的原料

气体		主要成分		来　源	用　途
		成分	含量 φ/%		
天然气		CH_4	>85	气井、管道输送	燃料、制备放热、吸热气氛、加水汽转化制氢
液化气	丙烷	C_3H_8	>90	油田气、煤厂气	燃料、制备各种可控气氛
液化气	丁烷	C_4H_{10}	>90	油田气、炼厂气	燃料、制备各种可控气氛
甲醇裂解气		CO H_2	33.3 66.6	甲醇有机合成、市售	高温裂解成 CO + H_2，作保护气与 N_2 组成合成气氛作为渗碳载气
氨		NH_3	>99	市售液氨	高温裂解为 N_2 + H_2，用作保护气
氢		H_2	D.P−60℃	瓶装、市售	不锈钢光亮热处理、气冷淬火介质
氮		N_2	>99.99	市售液氮、分子筛制氮	添加少量甲醇作保护，与甲醇裂解气混合成合成气氛
氦		He	D.P−60℃	空气分馏，瓶装市售	含Ti不锈钢光亮热处理、气冷淬火介质
氩		Ar	D.P−60℃	空气分馏，瓶装市售	含Ti不锈钢光亮热处理

过去我国多用石油化工厂炼厂气的丙烷、丁烷制备可控气氛。为使气氛成分稳定和反应管内少积炭黑，提取了90%以上的纯度要求，从而使丙烷、丁烷价格猛涨，转而用甲醇裂解气和 N_2 + 甲醇合成气氛。随着甲醇用量的增加，其价格也在不断上涨，使得汽车零件渗碳成本显著增加。天然气来源的解决可使制备吸热式气的成本成倍降低。

氮是所有还原性、中性和惰性不氧化保护气体最便宜的气体，因而在气氛保护加热和真空热处理对流加热、油中淬火填充气体和高压气淬中得到广泛应用。近代制氮技术也取得了很大进步。

利用制氧副产品液氮是最便宜和方便的方法。国外一些大的气体公司，如美国的 Praxair Inc.，Boc Gases，AGA Gas Inc. 等公司免费或租用为用户提供液氮储存、蒸发设施，并按要求不断供应液氮。除液氮外，这些公司还为用户提供纯度很高的瓶装 H_2、N_2、He、Hr 高压气体，国内的一些大制氧厂都有液氮的副产品，用户可自备容器上门购买。

碳分子筛变压吸附（PSA）制氮法是20世纪70年代开发的技术。把从空气分离出来的氮再经净化除氧可获得很纯的氮。目前国内已有德国BF制氮公司（香港代理）和日本武田碳分子筛（广州明威贸易行代理）的商品供应。国内长春、吉林和上海等地也都有国产碳分子筛商品。我国制造PSA制氮机的厂家很多，最有名的有浙江瑞气企业空分设备公司、北京市军供气体设备厂、苏州市创新净化有限公司、中国船舶工业总公司太原汾西制氮技术公司、北京氧气厂特种气氛研究所、中外合资的西梅卡亚洲气体系统成都有限公司都有此类产品。

膜分离制氮法是1980年由美国 Dow Chemical Co. 公司开发的技术，是利用聚乙烯微细管状纤维对空气中的氧和氮施行选择吸附的原理制氮的。天津先德科技仪器有限公司代理德国 PERMEA Inc. 销售该公司的 PRISM 膜分离制氮机，苏州市宏远净化设备公司也生产 PRISM 制氮机。美国 M.G Industries、Praxair Inc. 都制造和销售 Generon 型薄膜制氮机。苏州市创新净化有限公司也有此类产品。

2.2　热处理加热用盐

盐浴炉加热快，温度均匀，在小批量多品种钢件的奥氏体化加热时多有应用。虽有能源消耗大，部分盐有毒性，盐蒸气和盐渣如处理不当对环境有影响等缺陷，但在工模具行业仍不失为一种有效的、国内外都难以摒弃的加热方法。

热处理用盐多为具有不同熔点的混合盐，按使用温度可粗分为高温、中温和低温加热用盐。对盐质量的要求在行业标准 JB/T 9202—1999 中有具体规定。在这些要求中首先是盐的纯度（见表2.6-3)，特别是 SO_4^{2-} 含量，SO_4^{2-} 过多易引起工件、坩埚和炉衬的腐蚀。其次是盐的蒸发（见表2.6-4)。混合盐熔点过低，工作温度过高，盐的蒸发损失大，工作条件也差。第三是盐的带出损失。盐熔点过高，在工作温度下黏度大，工件的带出损失就多。第四是安全和污染。应避免用毒性大的盐，非用不可时，必须把废渣和废水施行无害化处理再排放。表2.6-5所列为常用混合盐的成分、性能和应用。

表2.6-3　盐中杂质对热处理质量的影响

杂质	对工件质量的影响	改善措施
Na_2SO_4 $CaSO_4$ $MgSO_4$	工业 NaCl 中常含 0.5%～1% 的此类硫酸盐，后者在高温分解；$Na_2SO_4 \longrightarrow Na_2O + SO_3$，$2SO_3 \longrightarrow 2SO_2 + O_2$ 生成氧化物，助长钢的氧化，脱碳，并与钢中的 Fe 作用 $2Fe + 2Na_2SO_4 \longrightarrow 2FeS + 3O_2 + 2Na_2O$，产生的 FeS 对工作件有侵蚀，在钢件表面形成点蚀	1）新盐浴经10～15 h 时效后，侵蚀氧化脱碳减轻 2）定期加脱氧剂 3）用石灰乳 $Ca(OH)_2$ 精制
$BaSO_4$	是高温用盐 $BaCl_2$ 中的杂质，在高温下分解 $BaSO_4 \longrightarrow BaO + SO_2 + 1/2O_2$，对高速钢刀具有强烈腐蚀作用，并引起氧化脱碳，尤其是新盐浴，点蚀作用强烈	

续表 2.6-3

杂质	对工件质量的影响	改善措施
$CaCl_2$ $MgCl_2$	极易吸湿，助长水分的不良影响，对钢有明显的侵蚀	1）用前干燥 2）停炉时要防止吸水 3）用石灰乳精制产生 Ca、Mg 盐沉淀，然后除去
Na_2CO_3 $CaCO_3$ $MgCO_3$	含碳酸盐浴本身呈碱性，在熔化初期有较强的氧化脱碳作用，在 > 800℃经 15 ~ 20 h 碱性物易挥发，氧化脱碳逐渐减小	新盐时效后使用
NaOH KOH	含苛性碱浴具有强碱性，在约 500℃易使钢表面产生氧化膜，不会引起点蚀，但由于 NaOH 的饱和蒸气压高，在 800℃的蒸气压为 506 Pa（$CaCl_2$ 和 $BaCl_2$ 相应为 133 Pa 和 0.34 Pa），因而极易蒸发。新盐经 15 ~ 20 h 时效后氧化脱碳明显减轻	新盐时效后使用

表 2.6-4　各种盐浴蒸发速度的实测数据①

熔　盐	温度/℃	标准蒸发速度 /mg·（cm^2·h）$^{-1}$	蒸发系数 α
NaCl	1 000	51.0	-5.2×10^3
KCl	1 000	85.1	-3.6×10^3
$BaCl_2$	1 000	46.8	-5.5×10^3
$CaCl_2$	1 000	36.2	-4.0×10^3
$MgCl_2$	700	297.8	-3.6×10^3
$NaNO_3$	700	40.4	-1.9×10^3
KNO_3	550	40.5	-2.7×10^3
KOH	550	182.9	-1.3×10^3
NaCl + $BaCl_2$（3:1）	1 000	94.6	-5.7×10^3
NaCl + $BaCl_2$（1:1）	1 000	40.4	-5.0×10^3
NaCl + $BaCl_2$（1:3）	1 000	34.0	-6.0×10^3
NaCl + KCl（1:1）	900	57.4	-3.7×10^3

续表 2.6-4

熔　盐	温度/℃	标准蒸发速度 /mg·（cm^2·h）$^{-1}$	蒸发系数 α
KCl + $BaCl_2$（1:1）	900	38.3	-3.5×10^3
NaCl + KCl + $BaCl_2$（1:1）	900	23.4	-4.2×10^3
KCl + $CaCl_2$（3:1）	1 000	61.7	-4.4×10^3
$CaCl_2$ + $BaCl_2$（1:1）	1 000	14.9	-4.7×10^3
$NaNO_3$ + KNO_3（3:1）	700	80.8	-2.2×10^3
NaCl + $MgCl_2$（3:1）	700	36.2	-3.2×10^3
NaCl + $MgCl_2$（1:1）	700	68.1	-3.0×10^3
NaCl + $MgCl_2$（1:3）	700	170.2	-2.2×10^3
KCl + $MgCl_2$（1:1）	700	96.6	-4.0×10^3
AlF_3 + NaF（63:37）	1 000	76.6	-4.2×10^3
AlF_3 + NaF + Al_2O_3（60% + 35% + 5%）	1 000	85.1	-4.4×10^3

① 用本多氏热天平测定

中温和高温盐浴在使用过程中，由于表面和空气的接触会不断氧化变质，导致被加热工件的氧化和脱碳。为此，应定期添加脱氧剂（校正剂），使氧化物还原或形成复合化合物沉淀，然后通过捞渣去除。常用的脱氧剂、使用条件和脱氧效果列于表 2.6-6。热处理行业标准 JB/T 4390—1999 规定了对“高、中温热处理盐浴校正剂”的要求。

为使用方便，市场中有一系列的长效盐供应，意思就是生产时无需脱氧，只需按盐的损耗定期补充新盐即可。表 2.6-7 所列为几种长效盐成分。

由于热处理对盐的纯度、蒸发性、带出损失等性能有特殊要求，用户随意购买配盐效果不良。以常用的 NaCl 为例，首先原盐会因产地不同，纯度会不一样（见表 2.6-8）。其次用含碘的食用盐对热处理十分有害。一是食用盐比原盐贵好几倍；二是含碘的盐会腐蚀工件和炉衬。所以购盐时应对盐场有所选择。如果买来的盐发现杂质过量，在配盐前还需提纯，致增加生产成本。市售的盐一般都应按热处理要求（JB/T 9202）配置。用户以购买商品混合盐为宜。

北京光华热处理材料厂、山东安丘热处理材料厂、安丘亚星热处理材料公司和湖南一些热处理材料厂都有各种热处理高、中、低温单盐和混和盐以及各种盐浴校正剂商品。

表 2.6-5　常用热处理混合盐的成分、性能和使用范围

类　别	成分/%	熔点/℃	工作温度/℃	用　途
高温加热用盐	$100BaCl_2$	960	1 000 ~ 1 350	高铬工模具钢，高速钢，中碳结构钢
中温加热用盐	55NaCl + $45BaCl_2$	540	600 ~ 900	
	44NaCl + 56KCl	607	720 ~ 900	
	20NaCl + 30KCl + $50BaCl_2$	560	600 ~ 850	
低温加热用盐	$50NaNO_3$ + $50KNO_3$	143	160 ~ 550	高温、低温回火
	$50NaNO_3$ + $50NaNO_2$	205	260 ~ 400	
	$100NaNO_3$	271	300 ~ 550	

表 2.6-6　常用校正剂的脱氧反应、使用条件及脱氧效果

校正剂	脱氧反应	使用条件	脱氧效果
木碳	$Na_2SO_4 + 4C \longrightarrow 4CO\uparrow + Na_2S$	用约 15 mm 的碳块，经清水冲洗干燥后插入盐浴中	可除去盐浴中的硫酸盐杂质
SiC	$2Na_2CO_3 + SiC \longrightarrow Na_2SiO_3 + Na_2O + 2CO + C$	粒度 0.154 ~ 0.125 mm（100 ~ 120 目）	产生的 CO、C 可使氧化物还原，但脱氧效果不理想

续表 2.6-6

校正剂	脱氧反应	使用条件	脱氧效果
硅胶（SiO_2）	$BaO + SiO_2 \longrightarrow BaSiO_3 \downarrow$	与 TiO_2 配合使用	脱氧作用较弱，对电极有严重侵蚀
Ca-Si	$2Ca + O_2 \longrightarrow 2CaO$ $Si + O_2 \longrightarrow SiO_2$ $Ca + BaO \longrightarrow CaO + Ba$ $2BaO + 5Si \longrightarrow 2BaSi_2 + SiO_2$ $CaO + SiO_2 \longrightarrow CaSiO_3 \downarrow$ $BaO + SiO_2 \longrightarrow BaSiO_2 \downarrow$	成分为 Si60% ~ 70%，Ca20% ~ 30%，少量 Fe，Al。添加后具有迟效性。在高温保护 15 ~ 20 min 后才能进行工件加热，在高温（>1 200℃）不易捞渣	作用时间长，和 TiO_2 并用能弥补 TiO_2 的迟效性不佳
Mg-Al	$4Al + 3O_2 \longrightarrow 2Al_2O_3$ $Al_2O_3 + Na_2O \longrightarrow 2NaAlO_3$	粒度 0.5 ~ 1 mm，Mg:Al = 1:1，具有速效性	具有强烈脱氧、脱硫作用，适于中温盐浴脱氧
TiO_2	$TiO_2 + BaO \longrightarrow BaTiO_3 \downarrow$ $TiO_2 + FeO \longrightarrow FeTiO_3 \downarrow$	不易捞渣，最好与硅胶配合使用	脱氧作用强，速效性好，迟效性差，适用于 1 000℃以上的高温浴，1 000℃以下不宜单独使用
$Na_2B_4O_7 \cdot 10H_2O$	$Na_2B_4O_7 \longrightarrow 2NaBO_2 + B_2O_3$ $B_2O_3 + BaO \longrightarrow Ba(BO_2)_2$ $B_2O_3 + FeO \longrightarrow Fe(BO_2)_2$	使用前先脱去结晶水，加入量大（2% ~ 5%）	不能完全防止脱碳，易侵蚀炉衬和电极
MgF_2	$MgF_2 + BaO \longrightarrow BaF_2 + MgO$ $MgO + Fe_2O_3 \longrightarrow MgO \cdot F_2O_3 \downarrow$	对工件、炉衬、电极有侵蚀，添加氟石可缓和	添加氟石用于高温盐浴脱氧效果好，腐蚀小
NaCN	$2NaCN + O_2 \longrightarrow 2NaCNO$ $2NaCNO + O_2 \longrightarrow Na_2CO_3 + CO + 2N$	剧毒，一般很少用	脱氧效果好，产生的碳酸盐会迅速使盐浴劣化

表 2.6-7　不脱氧长效盐

使用温度℃	盐浴成分及配比/%	使用条件	使用效果
700 ~ 900	$67.9BaCl_2 + 30NaCl + 2MgF_2 + 0.1B$	MgF_2 在 900℃、$BaCl_2$ 在 600℃、NaCl 在 400℃焙烧	用含碳 1.4%，厚 0.08 mm 钢片在 900℃保护 10 min 测定盐浴活性，经 30 ~ 40 h 后，钢片含碳 1.3% ~ 1.35%，用 9SiCr 钢检验无脱碳层
	$66.8BaCl_2 + 30NaCl + 3Na_2B_4O_7 + 0.2B$	硼砂预先经 600℃焙烧。使用无晶形硼	用上述方法测试的钢片碳含量为 1.24% ~ 1.30%，经 60 天使用，处理 40 万件各种钢件脱碳质量合格
	$52.8KCl + 44NaCl + 3Na_2B_4O_7 + 0.2B$	硼砂经 500 ~ 600℃焙烧 3 h	在 250 kg 盐浴中，于 760 ~ 820℃进行了 T12 钢丝锥加热，然后在碱浴中淬火，使用 2 个月后钢片试验的碳含量都保持在 1.28% ~ 1.30%。
950 ~ 1 050	$87.8BaCl_2 + 10NaCl + 2MgF_2 + 0.1B$	含 MgF_2 1.5%效果不良	钢片试验结果，碳含量保持在 1.05%。但在 1 050℃ 使用时，在前 20 ~ 30 h 盐浴面有薄膜和熔渣，加热操作有困难
	$85.8BaCl_2 + 10NaCl + 4Na_2B_4O_7 + 0.2B$	硼砂经焙烧后盐浴稳定性好	钢片试验，碳含量保持在 1.30%以上
	$87.8BaCl_2 + 10NaCl + 2Na_2B_4O_7 + 0.2B$	硼砂经焙烧后盐浴稳定性好	钢片试验，碳含量保持在 1.30%以上
	$94.8BaCl_2 + 5MgF_2 + 0.2B$		
	$96.9BaCl_2 + 3MgF_2 + 0.1B$		
	$96.4BaCl_2 + 3Na_2B_4O_7 + 0.6B$	硼砂经焙烧盐浴稳定性好	经一昼夜后，钢片试验结果碳含量保持在1.40% ~ 1.30%以上，经 4.5 h 可保持 1.1%

表 2.6-8 工业用 NaCl 原盐成分[①] %

产地 \ 成分/%	不溶解物	水分	NaCl	$CaSO_4$	$MgSO_4$	$MgCl_2$	KCl	合计
日本内地上等盐	0.01	4.51	93.21	0.81	0.43	0.56	0.29	99.19
日本内地普通盐	0.04	3.96	84.92	1.42	1.68	1.74	0.51	99.27
中国台湾原盐	0.03	4.00	89.96	0.97	1.02	1.50	0.25	100.00
日本关东州盐	0.84	6.67	90.65	0.71	0.32	0.92	0.12	102.30
中国东北盐	0.72	4.81	91.83	0.61	0.24	0.99	0.12	99.32
中国长芦原盐	1.26	4.87	91.29	0.54	0.44	0.99	0.12	99.51
中国青岛原盐	0.57	6.79	90.04	0.45	1.14	0.70	0.11	99.80

① 小川喜代一,《鋼の化学熱處理》,养贤堂(株).1963.第二版。

2.3 流动粒子

在各种气流的固态浮动粒子中加热能获得盐浴同等加热效果,但比盐浴节能,启动快,灵活性大,对环境影响小。最早使用的介质是石墨粒子。其优点是石墨为导体,可直接通电加热。由于石墨粒子浮动的稳定性差,损耗大,电极易损坏以及石墨粉飞扬影响环境等原因,现在多用 Al_2O_3 粒子代替。各种粒度的实心和空心 Al_2O_3 粒子在市场上有供应。图 2.6-1 所示为氧化物粒子流动介质(气体)的密度差与粒子尺寸间的关系。由此可见,最合适的粒子尺寸应在 100~125 μm 范围。Al_2O_3 粒子的最大热传导区是图 2.6-1 的 B 区。粒子尺寸小于 100 μm 很难形成理想流动、又经济实用的气体。图 2.6-2 所示为粒子流动速度和各种气体在 600℃(中对流)的导热率的关系。

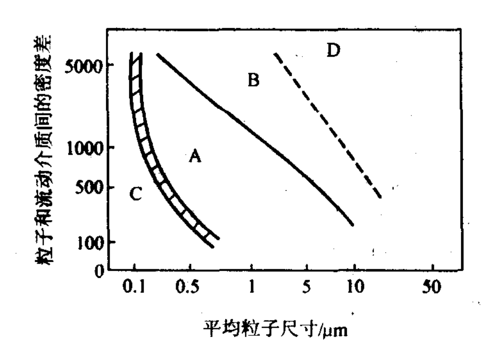


图 2.6-1 固态粒子尺寸对流态床性质的影响

A—气溶膜;B—砂气泡;C—具有黏聚性;D—密集喷气

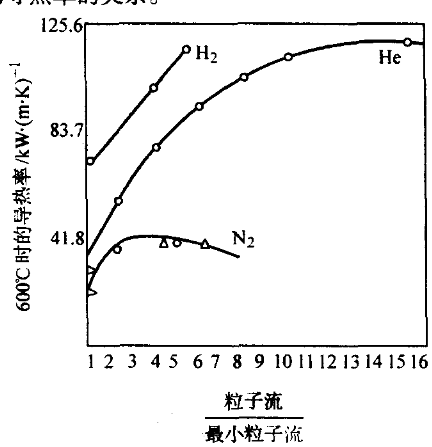


图 2.6-2 流态化气体对流态床导热率的影响

2.4 回火油

有表面高硬度要求的大件(如冷轧辊)淬火后经常施行 200℃以下的低温回火。在闪点高于 240℃的专用商品回火油中施行 200℃以下的长时间回火,有助于表面硬度的均匀、工艺过程的稳定和良好的工艺效果重复性。今禹、科润、大连海威、天津傲兰、北京机电所等公司和单位都有此类产品(见表 2.6-9)。

表 2.6-9 商品回火油性能

性能	今禹		海威		科润		傲兰	
	H240	H300	N1	N2	KR525	KR535	H1	H2
运动黏度(100℃)/$mm^2 \cdot s^{-1}$	<20	<40	<30	<50	<25	<35	<30	<50
闪点(开口)/℃	>240	>300	>250	>280	>240	>280	>230	>280
最高使用温度/℃	≤200	≤260	≤220	≤250	170~200	200~250	150	200

3 热处理淬冷介质

热处理淬火冷却介质是生产中使用最多、最广的工艺材料。钢件的淬火冷却可用液态、假液态(浮动粒子)、固态和气态介质来实现。表 2.6-10 中所列为这些介质的特性和应用范围。其中液态介质使用最广。

表 2.6-10 各种淬火冷却介质的特性和使用范围

介质种类	特性	应用范围
水	剧烈冷却介质,最大冷速在 200~300℃,工件易畸变开裂,随水温的升高、冷却变缓	中碳碳素结构钢,低碳马氏体淬火
盐碱稀溶液	冷却时,蒸气膜易破,冷速比水大	大型碳素结构钢件

续表 2.6-10

介质种类	特　性	应用范围
油	冷却比水慢，最大冷速 500～600℃，易燃，有烟	中碳中、低合金结构钢、工模具钢、高速钢
聚合物溶液	冷速依浓度变化，多具逆溶性，高温冷却快，低温慢，不燃烧，无污染	各种钢铁材料淬火、铝合金固溶冷却
熔盐	硝盐、亚硝盐混合液、混合碱浴	等温分级淬火
流动粒子	加水的流动粒子（Al_2O_3，SiO_2）在气流下浮动	合金钢，工模具钢
铜板	在压力下靠铜的优异导热性或水冷套冷却	薄的易畸变件
喷雾	冷速可调，靠压缩空气喷雾或喷水冷却	形状规则的轴类或饼类工件，可实现控制冷却
高压气体（N_2、H_2、Ar、He）冷却	在 1 000～2 000 kPa 气体中淬冷可达到油的冷速，由于冷却均匀，工件畸变小	合金结构钢件真空中加热或低压渗碳后淬火

3.1　淬火油

（1）油的化学组成

大多数淬火油都是石油衍生产品，只有聚 α 烯烃、从菜籽油提取的淬火油以及多元醇酯是例外。

石油由数百种成分组成，且成分变化很大，不同油井的油成分不一样，甚至一个油井的油不同时期采取的成分都有差别。油的成分影响到一系列油的性能，包括黏度-温度性能、热稳定性、残碳和腐蚀性，湿润性等。不同成分的油的淬火冷却性能的分散度示于图 2.6-3。

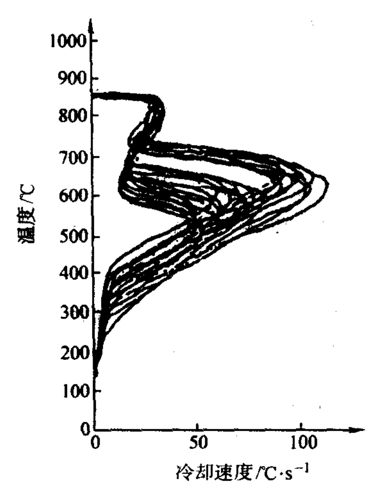


图 2.6-3　不同产地石油炼制淬火油的冷速曲线

首先影响热金属向冷油传热的因素是淬冷时金属和油界面处的油黏度。随着油黏度的增加，其热传导率成指数降低。油在高温下的低黏度加速了淬火期的热传导，使油的最大冷速趋向于钢过冷奥氏体最不稳定的 550～650℃温度区。而淬冷到马氏体转变温度，为了减少相变应力和钢件的畸变，油最好具有高黏度，大多数淬火油都有如此的冷却特性。因此油的黏-温关系是作为淬火介质最重要的物理性能，而影响此性能的主要是化学成分。

油的沸点也影响淬火冷速。油具有形成核沸腾的快速沸腾机制可减少在高温下形成不理想组织的倾向；当然，在马氏体转变阶段，为减少马氏体相变应力不希望再有核沸腾。油的成分，尤其是促使具有高沸点的成分会产生有利影响。

提高油对被冷金属的湿润性（wettabitity）也是淬火油的重要指标之一。这也由淬火油的成分所决定。液体对固态物质的湿润程度是用所谓的接触角（contactangle）来衡量的。接触角 $\theta<90$，此物质是亲液的，$\theta>90°$时，物质是憎液的（见图 2.6-4）。

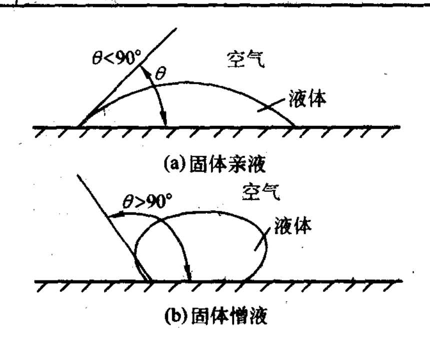


图 2.6-4　液体对固态物质的湿润性

经常往淬火油中添加某些湿润剂，以提高其对金属制品的湿润性，减少冷却过程中油蒸气膜存在的时间，以提高其对工件的冷却能力，获得所谓的增速（accelerated）和快速（fast）淬火油。

石油的典型化学成分包括脂肪族（alphatic）、环烷族（naphtheric）和芳香族（aromatic）衍生物以及氮、氧、硫的杂环衍生物。这些成分的含量按油不同的来源而各异，对其淬冷性能发生影响。图 2.6-5 所示为油成分对冷却能力的影响，即石蜡基和环烷基油的冷却性能与其中添加芳香烃量的关系。油中芳香烃量按下列次序递增：MZM－16＜1－20A＜1－20AR1＜1－20AR12。上列各种油的化学成分和黏度列于表 2.6-11。

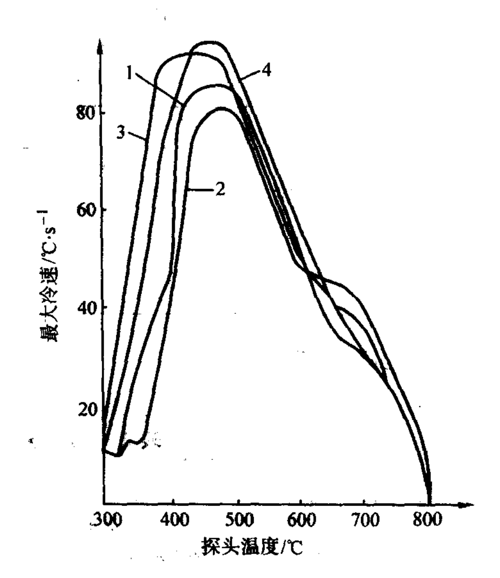


图 2.6-5　淬火油成分对冷却速度的影响
1—MZM－16；2—1－20A；3—1－20AR1；4—1－20AR12

表 2.6-11 淬火油成分对性能的影响[①]

性能	油标号 No			
	MZ-16	1-20A	1-20AR1	1-20AR12
碳氢化合物成分/% 石蜡-环烷烃	73.70	71.48	67.04	62.25
芳香烃 Ⅰ Ⅱ Ⅲ Ⅳ	11.30 4.70 3.80 3.50	11.96 7.80 4.00 2.00	11.60 3.16 2.80 3.84	16.00 10.58 4.20 1.40
树脂	0.50	2.10	4.00	4.10
损失	0.40	0.66	2.96	1.48
黏度(50℃)/$m^2 \cdot s^{-1}$	17.50	18.30	24.80	25.60
氧化试验,增量(质量分数)/%	1.54	1.80	2.20	3.00

① Tensi et al., Quenching, Steel Heat Treatment Handbook, edited by George E. Totten, Maurice A.H. Howes, 1997。

随黏度的增大，油的最大冷速呈指数性降低（见图 2.6-6），冷速也随测出的接触角的增加，也就是油对金属湿润性的增加而增大。

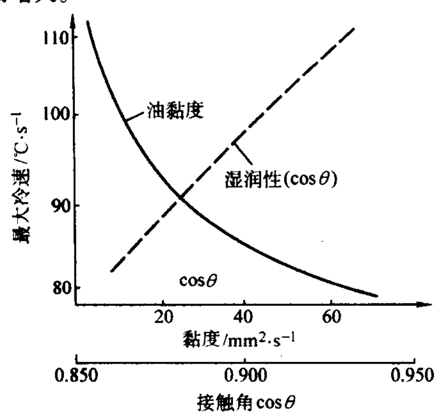


图 2.6-6 黏度和接触角（湿润性）对各种淬火油最大冷速的影响（Tensi et al.）

（2）添加剂效应——增速淬火油

对一些要求淬硬的钢种，如低淬透性钢在马氏体点 M_s 附近的冷速是越快越好。大多数淬火油表现出明显的蒸气膜特性，一般油淬火很难满足钢的淬硬要求。这个问题要往油中加入各种增速添加剂，如树脂、磺酸盐等表面活性成分来解决。此处特别要指出的是，“增速”是指缩短全部冷却时间，而非指冷到马氏体转变时对流冷却的冷却速度。“增速”的原因是促进冷却过程蒸气膜的破坏，即靠添加剂形核，促使加快核沸腾过程，或者提高对钢的湿润性，增加油的接触角（图 2.6-7）。往淬火油中添加磺酸盐的效果示于表 2.6-12。

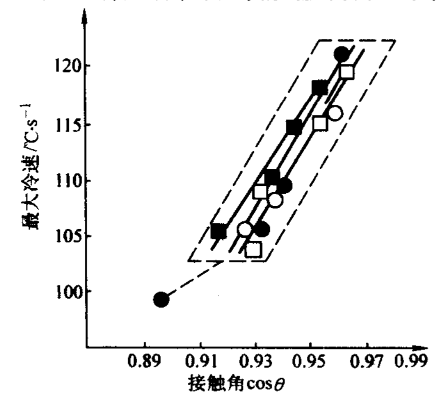


图 2.6-7 淬火油的湿润性对最大冷速的影响

表 2.6-12 市售淬火油添加磺酸盐对冷却性能的影响[①②]

冷却性能	磺酸盐添加量(质量分数)/%		
	0	1.5	3.0
蒸气膜阶段/s	34.5	21.5	16.5
蒸气膜阶段结束时的平均温度/℃	400	650	650
核沸腾期的冷速/℃·s^{-1}	10.4	14.2	20.5
最大表面传热系数/W·(m^2·K)$^{-1}$	921	1 779	2 592
最大表面传热时的温度/℃	476	425	400
黏度(40℃)/$mm^2 \cdot s^{-1}$	32	33	34
表面张力/N·m^{-1}	0.038 8	0.03	0.032 6

① 120 mm×120 mm×20 mm 不锈钢片测得静止冷却性能。

② Tensi et al.

依赖添加剂在钢表面的吸附机制，使形核位置增加，从而提高油的沸腾程度或增加其表面湿润性。随添加剂使用时间的延长，淬冷速度逐渐降低（见图 2.6-8）。使用增速淬火油需经常监控其冷却性能，按需要补充添加剂，以保证油的稳定淬火性能。

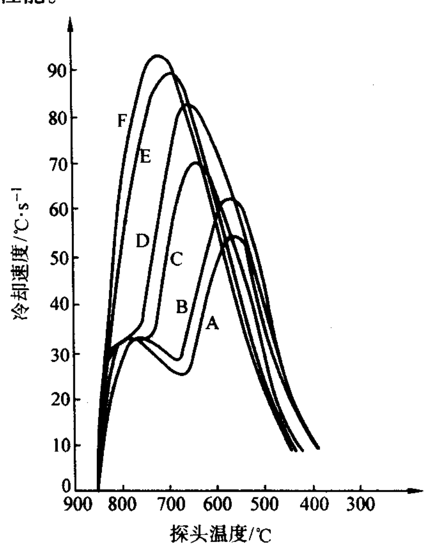


图 2.6-8 增速淬火油冷速曲线随时间的变化

A—新油；B—使用 3 个月；C—使用 7 个月；D—使用 15 个月；E—使用 25 个月；F—使用 34 个月

（3）降解和污染

淬火油在使用中不仅有添加剂的失效，而且和所有有机淬火剂一样都伴随有降解。普通淬火油随使用时间的延长也会逐渐增速（图 2.6-9）。这是由于油的降解使黏度降低的结

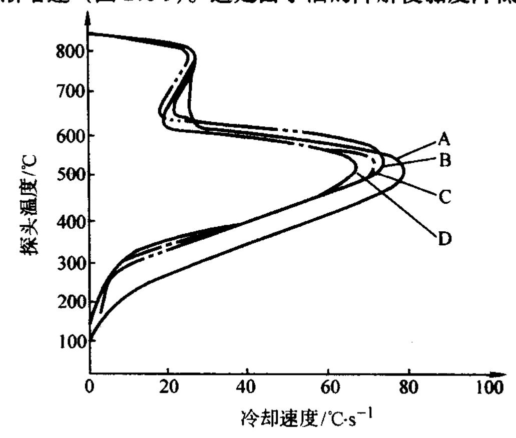
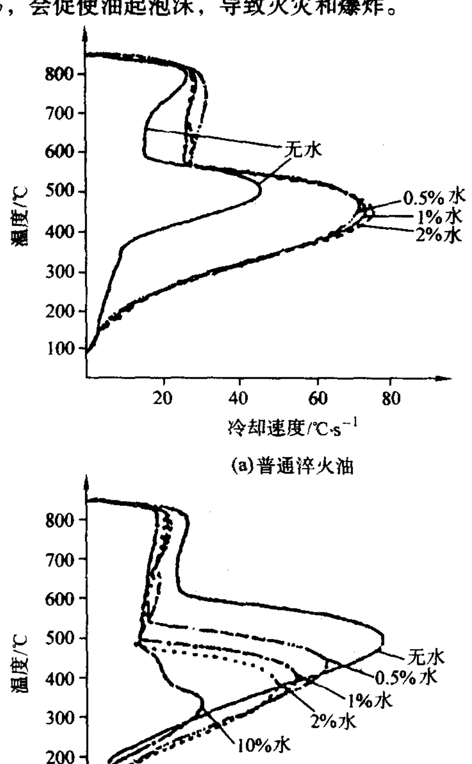


图 2.6-9 普通淬火油冷速曲线随使用时间的变化（液槽温度 40℃）

A—新油；B—使用 3 个月；C—使用 6 个月；D—使用 9 个月

果。油降解后，火灾的危险性增大。为安全起见，所有热处理油的工作温度必须低于油闪点 30～50℃。

普通淬火油和增速淬火油的冷速都会受到污染的影响。在热处理工厂中，最易污染油的是水。水来源于热交换器泄漏。水会提高普通淬火油的冷速，但降低增速淬火油冷速（见图 2.6-10)。这是因为增速添加剂不溶于水，水会使其脱溶之故。另外，水污染还会引起工件生锈，硬度不均，甚至在表面出现软点。最重要的一点是，如果水含量超过 0.05%，会促使油起泡沫，导致火灾和爆炸。



(a) 普通淬火油

(b) 增速淬火油

图 2.6-10 水污染对普通淬火油和增速淬火油冷速的影响

(4) 淬火油物理化学性能的测试

只对冷却曲线进行测试和分析，对淬火油的使用和维护是很不够的，尚需经常对油的化学物理性能进行测试才能解释油冷却曲线的各种变化。可以说，淬火油的化学物理性能测试应优先于冷却曲线的测定和分析，才能合理使用各种淬火油，充分发挥其正面影响热处理件质量的潜力。淬火油的各种性能测试标准方法列于表 2.6-13。

表 2.6-13 推荐的淬火油化学物理性能测试方法

化学物理性质	国标或专标	ASTM① 方法
黏度	GB/T 1265	D445.D92.D93
闪点	GB/T 3536	D1310
燃点	GB/T 3536	D92.D95.D1744
水含量	GB/T 260	D4007
中和值		D974
皂化值		D94
灰分	SH/T 0219	D482
残碳	SH/T 0219	D189
沉淀值或残渣		D91.D2773
密度/g·cm⁻³		D287

① 美国材料试验协会。

(5) 商品淬火油

20 世纪 50 年代以前热处理多用豆油、菜子油和棕榈油等植物油实行钢的淬火。植物油含不饱和脂肪酸，具有良好的抗氧化能力和冷却性，也能提高淬火后工件的光亮程度。后来为了降低成本，用 N15、N22、N32 矿物机械油淬火逐渐增多。但这些油的闪点低，抗氧化能力差，易降解变质，冷却性能也不理想。从 60 年代开始不断开发出一系列加有各种改善淬火油性能添加剂的专利商品。在石蜡基原油炼制的基础油中加入光亮剂（不饱和脂肪酸）、抗氧剂（2-6，2 叔丁基对甲酚）和减少冷却蒸气膜时间的表面活性剂（磺酸钠、二硫代磷酸镍锌等）以提高冷却速度的催冷剂，从而获得各种增速、快速、光亮、光亮快速、等温分级淬火油。表 2.6-14 所列为提高工件淬火光亮程度的各种添加剂。

表 2.6-14 常用光亮添加料

添加剂名称	一般添加量
咪唑啉油酸盐	0.5%～1%
聚异丁烯丁二酰亚胺	0.5%～1%
二硫磷酸酯	1%
2，6 二叔丁基对甲酚	0.3%
二烷基二硫磷酸锌	—

国产各种商品淬火油的性能指标列于表 2.6-15 至表 2.6-17 中。生产这些商品的民营、中外合资和独资企业有北京华立精细化工公司、大连海威石油化工有限公司、德润宝 PETROFER CHEMIE 公司、天津傲兰石化有限公司、上海出光润滑油贸易有限公司、好富顿（深圳、上海）有限公司、南京科润精细化工有限公司等。这些公司也提供各种淬火油添加剂，其中包括往老化淬火油中添加以恢复其部分化学物理性能和冷却能力的用剂。

钢件真空加热后可在特殊的真空淬火油中淬硬。油中淬冷过程可在油面通以还原性、中性、惰性气体的负压、大气压或正压下进行。对真空淬火油要求具有低饱和蒸气压和高的淬冷能力，即其基础油应具有高温和狭窄的切割馏分。表 2.6-18 所列为二种国产真空淬火油性能。20 世纪 80 年代就发现高碳高铬工模具钢和高速钢真空加热后油中淬火效果不良，表面会形成脆性层和局部熔化现象。现在这些钢件的淬火已逐步被惰性气体高压气淬所代替。表 2.6-19 所列为市售各种牌号真空淬火油性能。

表 2.6-15 国产普通淬火油技术性能指标

分析项目		1 号普通淬火油	2 号普通淬火油	快速淬火油	试验方法
运动黏度	50℃/mm²·s⁻¹	8～12	10～16	10～15	GB 265
	40℃/mm²·s⁻¹	30	26	15～22	
闪点（开口）/℃		170	170	170	GB 267
水分/%		无	无	无	GB 260
凝点/℃				< -10	GB 510
残炭/%		<0.2	<0.2	<0.65	GB 268
酸值/mgKOH·g⁻¹		<0.10	<0.10	<0.20	GB 264
热氧化安定性	黏度比	<1.5	<1.5	<1.5	辽 Q456
	残炭增加值/%	<1.5	<1.5	1.5	

表 2.6-16　国产光亮淬火油性能指标

分析项目		1 号(GZ-1)光亮淬火油	2 号(GZ-2)光亮淬火油	快速光亮淬火油	试验方法
运动黏度(50℃)/$mm^2 \cdot s^{-1}$		7 ~ 13	17 ~ 23	20 ~ 25	GB 265
闪点（开口）/℃		> 170	> 180	> 180	GB 267
水分/%		无	无	无	GB 260
凝点/℃		< -10	< -10	< -21	GB 510
残炭/%		< 0.2	< 0.1	< 0.08	GB 268
酸值/$mgKOH \cdot g^{-1}$		< 0.7	< 0.7	< 0.5	GB 264
热氧化安定性	黏度比	< 1.5	< 1.5	< 1.5	辽 Q456
	残炭增值/%	< 1.5	< 1.5	< 1.5	
冷却性能	特性温度/℃	> 500	> 500	> 600	辽 Q457
	特性时间/s	< 5.5	< 4.0	—	ZJY - 10 探头
	800 ~ 400℃/s	< 4.5	< 4.5	< 4.0	

表 2.6-17　等温、分级淬火油的性能指标

分析项目		1 号热油	DF2-A①	DF2-S①	试验方法
运动黏度(50℃)/$mm^2 \cdot s^{-1}$ (100℃)/$mm^2 \cdot s^{-1}$		50 ~ 56 20	86 ~ 100 14 ~ 17	66 ~ 72 13 ~ 14	GB 265
闪点(开口)/℃		> 200	> 280	> 260	GB 267
凝点/℃		—	< -10	< -10	GB 510
水分/%		无	痕迹	痕迹	GB 260
残炭/%		< 0.6	< 0.15	< 0.15	GB 268
酸值/$mgKOH \cdot g^{-1}$		< 0.35	—	—	GB264
热氧化安定性	黏度比	< 1.5	< 1.5	< 1.5	辽 Q450
	残炭增加值/%	< 2.0	< 1.5	< 1.5	
冷却性能	特性温度/℃	> 600	> 610	> 620	辽 Q456
	特性时间/s	—	< 2.5	< 2.2	
	800 ~ 400℃冷却/s	< 5.0	< 5.0	< 4.6	

① 为光亮等温分级淬火油。

表 2.6-18　国产真空淬火油的性能指标

分析项目		1 号真空淬火油	2 号真空淬火油	试验方法
运动黏度(50℃)/$mm^2 \cdot s^{-1}$		20 ~ 25	50 ~ 55	GB/T 265
闪点(0℃)(开口)/℃		> 170	210	GB 267 闪
水分/%		无	无	GB 260
凝点/℃		< -10	< -10	GB 510
残炭/%		< 0.08	< 0.10	GB 268
酸值/$mgKOH \cdot g^{-1}$		< 0.5	< 0.7	GB 264
饱和和蒸气压(20℃)/133.3Pa		$< 5 \times 10^{-5}$	$< 5 \times 10^{-5}$	SY 2672
热氧化安定性	黏度比	< 1.5	< 1.5	辽 Q456
	残炭增加值/%	< 1.5	< 1.5	辽 Q456
冷却性能	特性温度/℃	> 600	> 500	辽 Q157
	特性时间/s	< 3.5	< 4.0	辽 Q457
	800→400℃冷却/s	< 5.5	< 7.5	辽 Q457

表 2.6-19　市售各种牌号真空淬火油性能

牌号 性能	海威		华立		科润			傲兰	
	1 号	2 号	2K - 1	2k - 2	KR - 328	KR - 348	KR368	1 号	2 号
运动黏度/$mm^2 \cdot s^{-1}$									
40℃	< 40	< 90	< 40	< 90 >	28	48	68	38 - 50	< 90
闪点（开口）/℃	> 170	> 210	> 170	210 无	> 180	> 200	> 220	> 170	> 210
水分（%）	无	无	无		< 0.03	< 0.03	无	无	
热氧化安定性				< 1.5					
黏度比	< 1.5	< 1.5	< 1.5	< 1.5	< 1.25	< 1.25	< 1.25	< 1.5	< 1.5
残碳增加值	< 1.5	< 1.5	< 1.5		—	—	—	< 1.5	< 1.5
冷却性能				—					
特性温度/℃	> 600	> 585	—	—	> 670	> 680	> 680	> 620	> 640
800 ~ 400℃冷却/s	< 5.5	< 7.5	—		—	—	< 4.5	< 5.4	
饱和蒸气压(20℃)/133.3 Pa	$< 6.7 \times 10^{-6}$		$< 6.7 \times 10^{-6}$		$< 6.7 \times 10^{-6}$			$< 6.7 \times 10^{-6}$	

3.2　聚合物淬火剂

淬火油是目前应用最广的淬火介质，但其具有一系列难以克服的缺点。其中包括淬火工艺的可调性有限，用单一油淬火冷速不可调，易燃，热工件淬入会产生油烟，必须采取排除和处理措施。聚合物水溶液没有这些缺陷，在工业中的应用逐渐增加，但尚难武断地断言不远的未来，聚合物溶液可以完全取代淬火油。

聚合物淬火剂是以聚合物、添加剂和缓蚀剂作为溶质的水溶液。可用亚硝酸盐、芳香族羧酸、各种脂肪族羧酸胺盐作为缓蚀剂。聚合物介质的冷却性能可以靠改变浓度方式在很广范围内调节。大部分聚合物溶液具有逆溶性，高温下溶质析出附在工件表面，可缩短蒸气膜时间，提高高温冷速。该淬火剂在使用时必须有良好搅拌，以保证有足够的介质均匀包围工件表面，形成均匀的聚合物膜，并使介质温度不致局部过度增高，强化聚合物的降解。

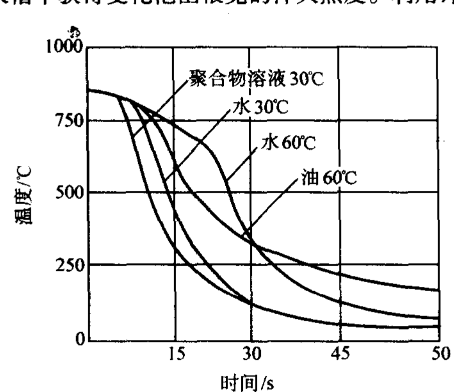
(1) 使用聚合物介质的淬火工艺

当热金属投入淬火剂后，立即被聚合物膜均匀覆盖，随着温度的降低，聚合物膜破裂并重新溶入周围溶液中。此过程的固－液热传导速度取决于聚合物相对分子质量（黏度随相对分子质量增大而增加）。增大溶液浓度会降低冷速，提高溶液浓度又会增加膜厚度。故溶液浓度是一个重要的工艺变量。

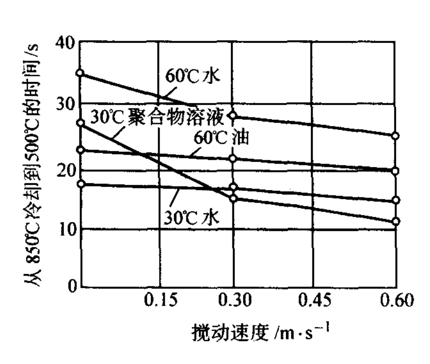
介质的搅拌也是一个很重要的影响其冷却性能的因素。从图 2.6-11 可以看出，随搅拌程度的提高，冷却时间减少，冷速加快。这是由于围绕工件聚合物膜被提早破坏而造成的。这种工艺变量很容易被用来和“时间淬火”相结合，在同一淬火槽中获得变化范围很宽的淬火烈度。利用计算机来控制搅拌有可能实现整个淬火过程阶段冷速控制，从而实现按既定要求的“控制冷却”。

第三个工艺变量是液槽温度。液槽温度、搅拌和浓度的综合影响示于图 2.6-12 的 Grossmann 淬火烈度 H 因子平台。通常提高液槽温度，淬火烈度降低。

浓度、搅动和液槽温度三变量的影响列于表 2.6-20。这些变量对淬火烈度的影响取决于聚合物介质的配方。淬火烈度和介质浓度、搅动程度、液温的对应关系以及两种不同聚合物介质的行为示于图 2.6-12a、b。由此亦可看出，控制工件淬火区这些变量对获得淬火效果的重复性和每次淬火结果的均匀性是何等重要。

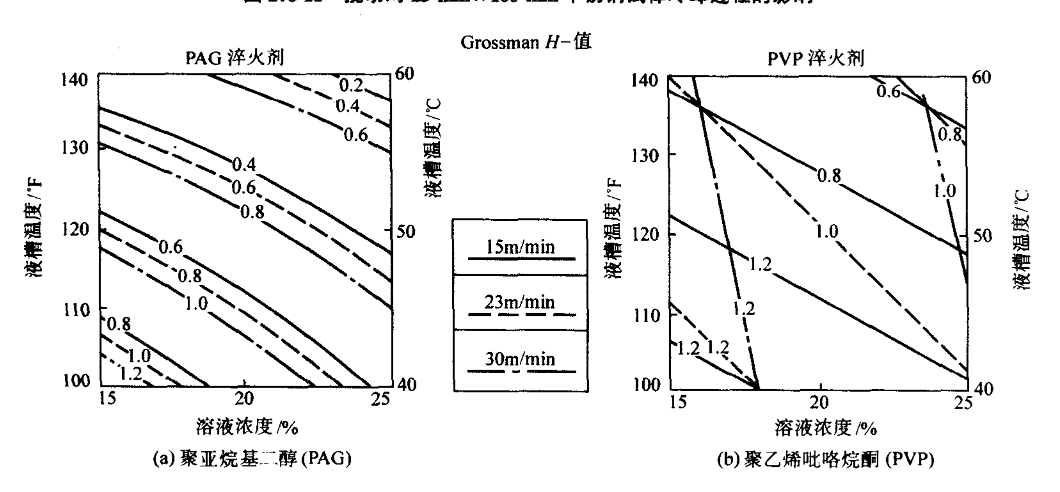


(a) 各种淬火剂在不同温度下的冷却曲线（搅动速度 0.6m/s）



(b) 各种淬火剂在不同温度下搅动速度对从 850℃冷到 500℃时间的影响

图 2.6-11　搅动对 25 mm × 100 mm 不锈钢试棒冷却过程的影响



(a) 聚亚烷基二醇 (PAG)　(b) 聚乙烯吡咯烷酮 (PVP)

图 2.6-12　两种聚合物淬火液的 Grossmann 淬火烈度和浓度、搅拌及液槽温度间的关系

表 2.6-20　浸液淬火时液体和金属样品的物理性质对湿润性和传热系数的影响①

液体和试样物理性能	$t_s t_f$	Δt_w	α
淬火剂类型	□　□	□　□	□　□
添加剂	□　□	□　□	□　□
搅拌速率 v（↑）	↓	↓	↓
液槽温度 T_b（↑）	↑	↑	↑
试样性质			
热扩散性 a（↑）	↑	↑	↑
试样直径（↑）	↑	↑	
表面粗糙度（↑）	↓	↓	↑
表面氧化（↑）	↓	↓	↓

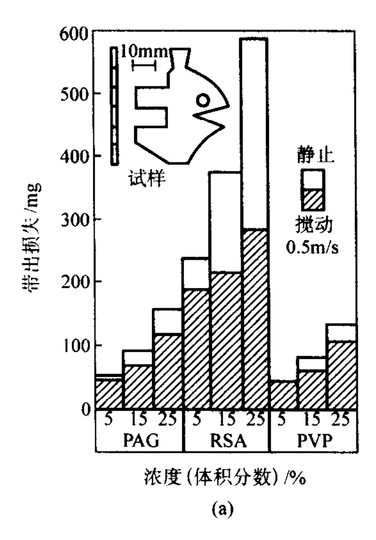
① Tensietal.

(2) 聚合物淬火剂的带出损失

和淬火油一样，聚合物淬火剂亦会因带出损失而逐渐消耗。带出损失的量取决于聚合物种类、搅拌程度和溶液浓度。提高浓度会增加黏度，其影响规律示于图 2.6-13。图 2.6-13a 所示的带出损失量是绝对值。过去把损失更多地表示为使工件均匀淬火必需的剩余聚合物的相对损失量。有迹象表明，高相对分子质量聚合物在低浓度介质中表现出比所列数值高的相对带出损失量。

(3) 机械降解

为获得相对稳定的聚合物淬火剂，使已定浓度溶液的黏度变化不大是很重要的。黏度不稳定的潜在因素之一是“机械降解”。搅拌溶液的机械能达到足以引起聚合物分子链断开的程度，并使溶液浓度降低。聚合物结构对机械降解的影响可用 Waring blender shear test 试验测出，其结果列于表 2.6-21。



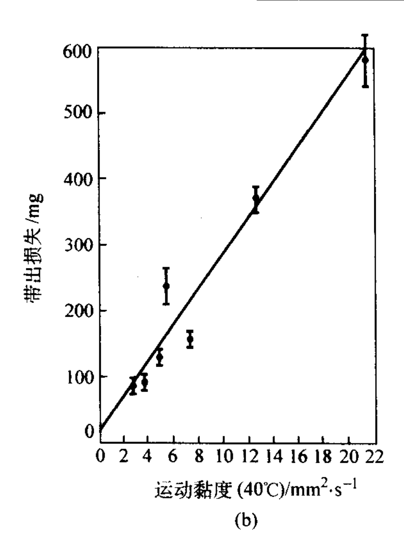


图 2.6-13　聚合物老化与结构和浓度（a）以及与黏度（b）关系的比较

表 2.6-21　聚丙烯酰胺（polyacrylamide.CH_2·$CHCONH_2$）和聚亚烷基二醇共聚物剪切（shear）稳定性比较
（Waring Blender Shear Stability Test）

聚合物类型	聚合物浓度（质量分数）/%	40℃黏度/$mm^2 \cdot s^{-1}$			
		剪切时间/min			
		1	2	3	4
聚丙烯酰胺					
20%水解	2.5	6.3	4.2	6.0	-0.3
90%水解	0.25	4.3	5.9	5.6	-0.7
PAG 共聚物	7.6	6.0	6.0	6.1	+0.1

（4）各种聚合物淬火剂

当前大多数水溶性聚合物淬火剂衍生于聚烷撑二醇共聚物（polyalkylene glycol copolymers）、聚乙烯吡咯烷酮（polyvingl pyrrolidone）、聚丙烯酸钠（polysodium acrylate）和聚乙基噁唑啉（Polyethyl Oxazoline）。

PAG 共聚物是应用最广的聚合物淬火剂。它衍生于环氧乙烷（ethylene oxide）和环氧丙烷（Propylene oxide）的共聚反应，即

$$n\overset{O}{CH_2—CH_2} + m\overset{O}{CH_2—\underset{CH_3}{CH}} \longrightarrow [(CH_2CH_2O)_n(CH_2\underset{CH_3}{CH}O)_m]—$$

环氧乙烷　　环氧丙烷　　聚亚烷茎二醇(PAG)

PAG 共聚物经常被错误地认做为乙二醇（glycols）。上列共聚物不属于乙二醇类。归于乙二醇的有亚乙基二醇（ethyl glycol）、二甘醇（diethyl glycol）和丙二醇（propylene glycol）。它们都不是聚合物。乙二醇经常被用于防冻剂成分，这是淬火性能所不能接受的。由于乙二醇的挥发性，从安全、毒性和环境角度都不宜用于淬火剂，所以不能由于乙二醇的名称在聚亚烷基二醇名称 polyalkylene glycol 中的出现，就把它们混为一谈。更有甚者，把聚亚烷基二醇简化为 polyglycol 是完全错误的。

PAG 淬火剂对机械降解是相对稳定的，也表现出相对低的老化速率，低的氧化降解，高的水解稳定性，浓度的少许波动对冷却性能影响较小，表现出良好的工艺灵活性。

PAG 淬火剂具有逆溶性（inverse solubility property），在某一特征温度分离出不溶解聚合物。此温度取决于聚合物结构、降解度和加入介质的添加剂。PAG 淬火剂的热分离（thermal separation）温度（浊点）在 65℃和 85℃之间，盐对 PAG 淬火液的污染会严重影响其冷却性能，因此用盐浴加热奥氏体化的工件一般不宜用 PAG 淬火剂。通常最好用蒸馏水或去离子水配制溶液。使用含过多金属离子的硬水配制溶液或工件曾在盐浴中预热而把盐带入淬火剂时，可利用热分离原理，把金属离子和盐除掉。大型淬火槽（以及非 PAG 淬火剂）中的盐可用反渗透（reverse osmosis）法去除。

另一种聚合物淬火剂是聚乙烯吡咯烷酮（PVP）。PVP 是用乙烯吡咯烷酮按下式均聚（homopolymerization）形成的：

$$CH_2{=}\underset{\underset{ON}{C=O}}{CH} \xrightarrow{催化} —(CH_2\underset{\underset{ONa}{C=O}}{CH})_n—$$

丙烯酸钠单体（monomer）　　PSA 聚合物

PVP 水溶液不显示热分离特征，一直可以使用到水的沸点，但对浓度的微小变化、对液温和搅拌都很敏感（见图 2.6-12b）。聚丙烯酸钠（PSA）常用来配制淬火剂。它选用丙烯酸钠均聚或聚丙烯酸酯的碱解（alkaline hydrolysis）制得。

PSA 淬火剂在热处理生产中应用不广，有时用于高淬透钢的淬火，也用于深层渗碳的轴承套圈，滚柱的淬火，SAE1070 或 1090 钢汽车拨杆（swaytoar）、钢丝或钢棒的淬火。PSA 淬火剂相对长的蒸气膜期有助于轨道淬火获得细珠光体或贝氏体组织。该淬火剂对机械降解（mechanodegradation）敏感，属于多阳离子聚合物，遇到钙、铁等多价金属易形成不溶于水的络合物，具有凝聚和沉淀倾向。多价金属也可能出现在硬水和锈蚀金属中。PSA 溶液用于高淬透性钢件易使其开裂。

聚乙烯噁唑啉（PEOX）溶液作为所谓非黏性淬火剂（nontacky quenchant）主要用于感应淬火冷却，因为淬火后的工件表面有残留黏性会妨碍感应热处理的自动化作业。PEOX 是以乙基噁唑啉的均聚反应方式制成的：

$$nC_2H_5C\langle N, O\rangle \longrightarrow [N\underset{\underset{C_2H_5}{C=O}}{}CH_2CH_2]_n$$

乙基噁唑啉（ethyl oxazoline）　　PEOX

PEOX 水溶液和 PAG 淬火剂一样都具有逆溶性和热分离温度。

我国早期（1973 年）开发并获得广泛应用的聚合物淬火剂是聚乙烯醇溶液。聚乙烯醇（polyvinyl alcohol）简称 PVA，是由聚醋酸乙烯酯经皂化制成的高分子化合物，其化学式为 $\text{-}\!\!\left(\underset{\displaystyle \text{OH}}{\text{CH}}\text{-}\text{CH}_2\right)_n\text{-}$，系非离子型聚合物，生产维尼纶纤维的原料，通常为固体粉末，在一定的皂化程度下能很好地溶于水。用于淬火剂的 PVA 聚合度为 1 750，醇解度为 88%。此时的溶解度最好。PVA 淬火剂中尚需添加少量防腐剂（苯甲酸钠）、缓蚀剂（三乙醇胺）和消泡剂（太古油）。用于感应淬火的喷冷时的浓度为 0.05% ~ 0.3%，也可用于工件的整体浸入淬火。用于工模具可适当提高浓度。图 2.6-14 所示为不同浓度 PVA 淬火剂的冷却速度曲线。

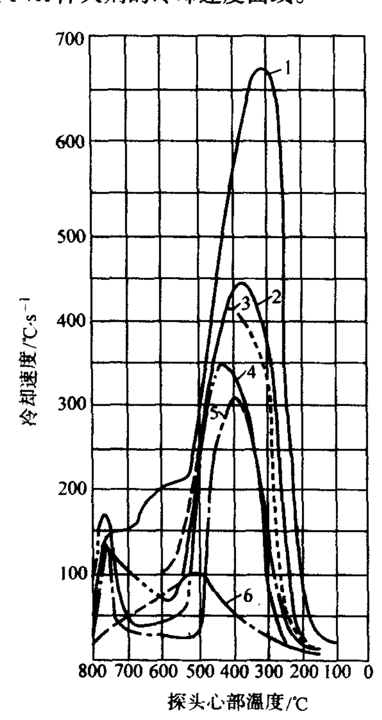


图 2.6-14　不同浓度 PVA 淬火剂的冷却速度曲线

1—23℃水；2—26℃　0.1%PVA 淬火剂；
3—26℃，0.2%PVA 淬火剂；4—26℃，0.3%淬火剂；
5—26℃，0.4%PVA 淬火剂；6 - N15 油

PVA 淬火剂对工作温度的要求也很严格，应保持在25 ~ 45℃范围。温度过高，冷速降低，也会缩短使用寿命。该介质的冷却能力介于水油之间，和纯水比较可减少淬火工件畸变，避免开裂。

PVA 淬火剂使用浓度低、用量省是其优点，但其冷速对浓度波动过于敏感，控制和调节浓度和冷速困难是其缺点，故工件淬火质量的均匀性和重复性不易保证，因此该淬火剂在国际市场上已几近绝迹。笔者认为，PVA 介质使用浓度很低，供应商无利可图，也是该介质绝迹的原因之一。可喜的是，PVA 介质在我国许多工厂仍在使用，PVA 淬火剂在许多生产条件下仍不失为一种经济实用的淬火剂，而且在国内市场上可以买到。

（5）聚合物淬火槽的维护

由于氧化和热降解会使聚合物淬火剂黏度降低，冷速增大（见图 2.6-15）。围绕被冷却工件发生降解的膜黏度愈低，其热传导率愈大。聚合物淬火剂被盐污染也是提高冷速的重要因素。盐污染程度对淬火剂冷速的影响列于表 2.6-22。通过对冷却曲线的分析可以发现盐污染对冷速的明显影响，但要探明其原因，还要依赖对其他物理性能变化的测定。

为使槽液保持稳定的冷却性能，需经常测量和调整溶液浓度。常用测量槽液浓度的方法是一种光折射仪，即可施行温度补偿的手持折射仪。如用温度不可补偿的仪器，则必须保证槽液温度稳定，因为液体折射率和温度关联。折射率的测量会因聚合物的降解和污染导致误差。污染物比聚合物的降解对折射率的影响大。在测定淬火剂浓度的同时，还须经常校正其黏度。

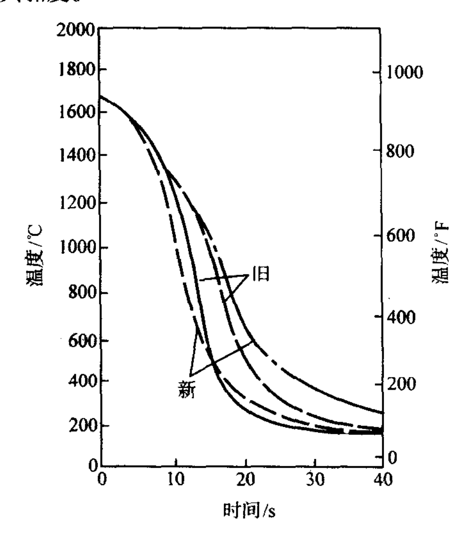


图 2.6-15　新旧 PAG 淬火液的冷却曲线

（ϕ10 mm × 40 mmAISI304 钢试样，液温 50℃，流速 0.3 m/s）

表 2.6-22　盐污染对 20%PAG 淬火剂① 冷速的影响

污染成分	最大冷速/℃·s⁻¹	343℃冷速/℃·s⁻¹
亚硝酸钠(质量分数)/%		
0.0	39.0	25.3
3.0	54.0	31.8
6.0	65.8	35.0
水②	61.8	33.0

① 试棒 304 不锈钢探头 ϕ25 × 50 mm，几何心部装 K 型热电偶。40℃淬火剂以 23 L/min 轴向流量通过探头表面。

② 蒸馏水。

用测量折射率和黏度的方法所得到的聚合物溶液浓度可以相互比较。如果两个结果不一致，就说明其中某种聚合物溶液有降解或污染。用测量溶液电导率方法很容易鉴别出是否是离子（盐）污染。如果测出的导电率高于新配制的相同名义浓度溶液的预期导电率，则说明有盐污染或有硬水中的金属离子。

如果已发生聚合物降解（不伴随有盐污染），就可以利用热分离温度（浊点）来判断。随聚合物降解量的增加，热分离温度会升高。盐的污染既会引起热分离温度的提高，也会导致其降低。当然也可用电导率法测出是否有盐污染。

所有聚合物淬火剂都是水溶液，为避免水对淬火工件表面的腐蚀，在淬火剂中都添加有缓蚀剂。最常用的缓蚀剂是亚硝酸钠，其含量很易用相应的比色剂测出。其他可用的缓蚀剂尚有胺/羧酸盐或钠盐以及有机功能性芳香烃酸（organofunctionaaromatic acid）混合物。这些缓蚀剂比较复杂，通常由聚合物淬火剂供应商免费提供。

某些聚合物淬火剂感受生物（细菌）降解作用（biological degradation）。聚合物的生物降解一般都属厌氧性，是由长期置于淬火槽在无搅拌条件下发生。因此，淬火槽不论是否使用，每天都应搅动 30 ~ 60 min。如果怀疑淬火剂有细菌污染，可用测深尺自液槽取样检查。检测分析方法和手段以及相应的缓蚀剂，淬火剂供应商都应该提供。

水溶性聚合物淬火液的性能会受到液压油、切削油和淬火油污染的影响（见图 2.6-16）。油和聚合物溶液不形成互溶混合液，它们只会在工件表面形成不连贯的膜，导致明显的温度差，增大了工件的热应力和相变应力，增加畸变或形成裂纹。

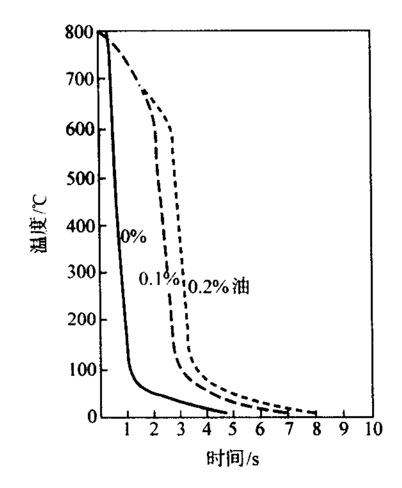


图 2.6-16 淬火油对聚合物溶液冷却曲线的影响

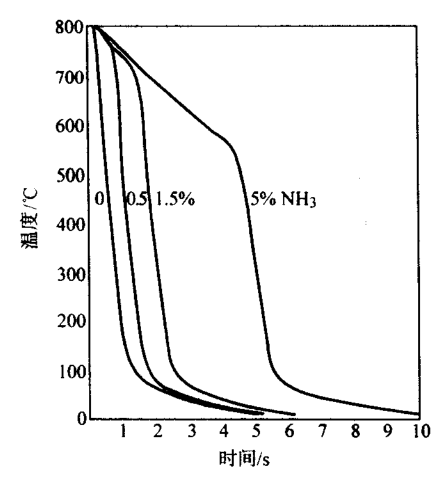


图 2.6-17 氨污染对聚合物溶液冷却曲线的影响

碳氮共渗时，会对聚合物淬火剂造成氨污染。氨对聚合物淬火剂冷却曲线的影响示于图 2.6-17。从图可知，氨会明显延长工件表面蒸汽膜存在时间。这就是聚合物溶液不宜于氮碳共渗和渗氮后冷却的主要原因。

经常用折光仪来测定 PAG 淬火剂浓度，而 PVP、PSA 和 PEOX 淬火剂则经常测黏度，以鉴别浓度。按恒温下测出的黏度在图 2.6-18 上查出其浓度值。黏度对聚合物浓度和降解十分敏感，而对低污染不敏感。

在某些情况下，聚合物溶液被一些物质污染产生泡沫，导致工件淬火时的冷速不均。可采用搅拌器搅动槽内溶液、试验室的摇瓶试验或 Waring blender test（搀和机试验）等方法测出溶液的泡沫倾向。为避免溶液起泡，可加入消泡剂。最好的消泡剂是浊点消泡剂，即分离温度在 30 ~ 55℃的 PAG 共聚物。也可用有机硅（硅油、硅树脂）作消泡剂，但价格高，也会增加工件的带出损失。

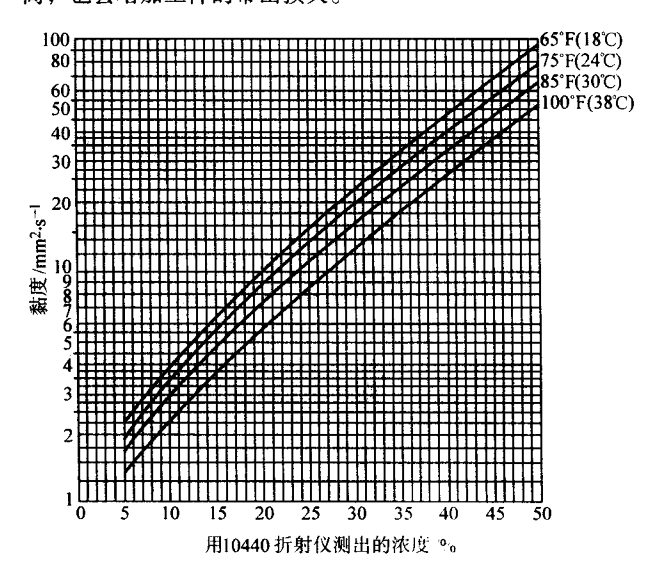


图 2.6-18 PAG 淬火剂的黏度 – 温度标定曲线

（这些曲线因所使用的介质不同而各异）

国内有多家民营、内外合资、外国独资企业生产销售聚合物淬火剂，绝大多数属 PAG 类型，个别有 PSA（见表 2.6-23），多用于航空工业的铝合金固溶冷却。这些年聚合物介质在国内的应用逐渐增多，但尚未普遍用于钢铁件的淬火。一方面有认识上的问题，毕竟淬火油已用了上百年，积累了丰富的经验，而对新事物的认识需要有个过程；另一方面，水基介质在密封炉中使用，尚未圆满解决水汽对炉气的污染问题，还有等温和分级淬火到目前为止尚离不开油和硝盐浴。可以肯定的是聚合物介质在它的适用范围可以完全取代淬火油。其生产成本相当于商品淬火油或略低。

表 2.6-23 市售各种聚合物淬火剂的性能

产品牌号	华立		傲兰		德润宝		好富顿	科润		联碳		
性质	PAG 今禹 8 – 20	PAG 今禹 8 – 50	CMC③ JB – W3	PAG JB – W4	Aqua – tensid	Ferro – qu – Ench LQR	PAG Aqua – Qnench251	PAG KR6480	PAG KR6380	PAG UCONA	PAG UCONE	PAG UCONHT
外观	浅黄绿色微浊黏稠液体		无色透明黏稠液体	清澈微黄液体	淡绿色	黄色液体	浅黄色液体	半透明浅黄绿色黏液	半透明浅黄绿色黏液			
30℃相乘系数①	2.5		—	2.5	—	—	—	—	—			
相对密度 (20℃)/g·cm⁻³	1.09		1.01	1.09	1.093	1.04	1.078	1.09	1.07			
运动黏度(40℃)/cSt④	360 ± 40	280 ± 30	—	310 ~ 390	290 ~ 340	~ 350	280 ± 20	480	380			
凝点/℃	– 10	– 11	—	< – 10	—	—	—	—	—			

续表 2.6-23

产品牌号 / 性质	华　立		傲　兰		德润宝		好富顿	科　润		联　碳		
	PAG 今禹 8-20	PAG 今禹 8-50	CMC③ JB-W3	PAG JB-W4	Aqua-tensid	Ferro-qu-Ench LQR	PAG Aqua-Qnench251	PAG KR6480	PAG KR6380	PAG UCONA	PAG UCONE	PAG UCONHT
防锈性	合格		—	合格	—	—	≥5%有良好防锈性	—	—			
pH 值	9.0~11.0		7~8	9~11	9.65~10.05	9.5	9.5	9±1	9±1			
浊点/℃	70	73	62	>70	67	—	74	70±5	70±5			85
冷却特性级别②	20	50	—	—	—	—	—	—	—			

① 表示溶液的折光特性。相乘系数 2.5 指每增加 2.5%浓度使伯利糖度数增加 1.0。

② 指 15%浓度溶液在 30℃不搅拌条件下，以 ISO9950 和 ivf 冷却性能测试仪测出 300℃冷速在 20~30℃/s 范围的为 20 级，在 50~60℃/s 范围的为 50 级。

③ CMC 为羧甲基纤维素，全称 carboxymethyl cellulose，分子式 $C_6H_9O_4 \cdot OCH_2COOH$。

④ 1 cSt = 10^{-6} m^2/s。

4　热处理渗剂

4.1　渗碳剂

渗碳是钢铁制品常用的热处理强化工艺之一。所用的渗剂主要分固体、液体（盐浴）、气体和膏剂等多种。

1）固体渗碳剂　固体渗碳也称粉末渗碳，是一种古老的热处理强化方法，虽具有渗速慢、质量难控制、劳动条件差等缺陷，但在单件、小批量、缺乏专用设备条件下，固体渗碳仍不失为一种经济实用方法，故在国内外生产中仍在应用。

固体渗碳剂由 5~10 mm 木炭块和碳酸钠或碳酸钡组成。要求木炭用硬木烧制，一则减少收缩，二则重复使用的寿命长，故北欧国家强调渗碳剂用的木炭要用山毛榉木烧制。固体渗碳剂商品洛阳龙门热处理材料厂有供应。

2）盐浴渗碳剂　过去主要用氰盐，渗速快，质量效果好，但氰盐剧毒，废渣废水处理不当会严重污染环境，因此许多人在代替氰盐的渗碳上进行过许多探索，效果均不理想。

上海热处理厂在 1960 年开发出在中性盐基础上添加木炭的液体渗碳法，原料和反应产物无毒，能基本满足渗碳质量要求。因为是在 1960 年 3 月研制成功，故被命名为 603 渗碳剂。1964 年机械部机械科学研究院派技改工作组到该厂时建议在盐浴中添加少量尿素，提高了渗速，改善了渗碳件质量。改进后的 603 渗碳剂成分（质量分数%）为：NaCl40、KCl40、$Na_2CO_3$10、渗碳剂 10；渗碳剂中含木炭粉、NaCl 和 $(NH_2)_2CO$。此类盐浴渗碳剂，洛阳龙门热处理材料生产出售。其商品牌号为 YSC。

武汉材料保护所在 1980 年开发成功无氰液体渗碳工艺和 NLC 无氰液体渗碳剂。

该技术是在消化吸收 Pure care 80B 和 Cecontrol 等无氰液体渗碳技术基础上研制成的。盐浴由 BS780 基盐和 CS900 渗碳剂组成。BS789 基盐是碱金属和碱土金属混合盐组成。熔化温度 620~700℃，工作温度是 780~950℃。盐浴是中性，没有有害物质。CS900 由高碳素聚合物和促进剂提供碳源和调整盐浴活性，也不含有害物质。

按盐浴密度 2.0 g/cm^3 计，计算出四分之三坩埚容积的盐量，以防盐在熔化过程中溢出。BS780 盐熔化后，在 800~850℃逐渐加入 5~10（质量分数%）的 CS900 渗剂。待盐浴表面产生较多泡沫和不时有火苗时，在表面及时覆盖一层石墨粉，待温度升到 950℃，静置保持 1 h，即可施行渗碳。生产过程中每隔 2 h，每 100 kg 盐浴补充 0.5~1.0 kg CS900，盐面每隔 1 h 补充一次石墨。表 2.6-24 所列为该渗剂在 900~930℃的渗速。武汉材保所和西安汇融科技公司有产品销售。

表 2.6-24　NLC 无氰液体渗碳剂在 900~930℃的渗速

渗碳时间/h	渗碳层深度/mm		
	20	20Cr	20CrMnTi
0.5	0.20~0.30	0.30~0.40	0.30~0.40
1	0.30~0.40	0.50~0.60	0.55~0.65
2	0.55~0.65	0.85~0.95	0.90~1.00
3	0.80~0.90	1.10~1.20	1.25~1.35

3）气体渗碳剂　国内外最普遍使用的渗碳剂是吸热式气（载气）+丙烷（富化气）。吸热式气是用天然气（或丙烷、丁烷）和空气混合，在镍催化剂作用下在 1 000~1 050℃ 反应生成，一般由用户在发生炉中自行制备。

由于天然气和液化石油气（LPG）供应曾有困难和纯丙烷、丁烷价格昂贵，不少工厂用甲醇炉内裂解气作载气，丙烷或煤油裂解气体作渗碳（富化）气进行渗碳。为减少甲醇用量，也可用氮气来稀释，组成 N_2 + 甲醇（炉内裂解为 CO + H_2）、成分接近甲烷吸热式气的所谓“合成气氛”（Endomix，artificial atmosphere）。氮气的来源可用液氮，也可由用户用制氮机自行制备纯氮。液氮可在市场购买。

直生式渗碳法是将天然气（或丙烷）和空气混合直接通往炉中，再添加一定量的丙烷的渗碳方法，可用氧探头对此平衡反应的气氛进行控制。炉内裂解的滴注式气氛也是直生式气氛的一种。最典型直生式气氛渗碳工艺是 Ipsen International 公司的 Supercarb 法。

4）渗碳膏剂　将木炭粉、炭黑、碳酸盐、黄血盐用水、油或其他黏合剂调至糊状涂于工件需渗碳表面，低温（80~120℃）烘干或自然干燥后放到渗碳箱内在炉中加热到 880~930℃，按渗层深度要求保持适当时间，然后出炉冷却去壳重新加热淬火。如工件形状简单，最好用感应加热方式，渗速最快。在单件、小批量生产条件和缺乏专用设备时，可采用此种方法。渗碳膏剂商品在热处理工艺材料厂和有关商店有销售。

4.2　碳氮共渗剂

和渗碳剂一样也分固体、液体、气体和膏剂等多种。

1）固体碳氮共渗剂　在固体渗碳剂中添加尿素、甲酰胺、三乙醇胺或黄血盐，在 840~860℃可实现钢件的碳氮共渗。和渗碳相比，碳氮共渗温度低，渗速快，工件共渗淬火回火后，表面接触疲劳抗力大。固体碳氮共渗在单件小批量生产和缺乏专用设备时发挥作用。固体碳氮共渗剂在热处理工艺材料厂和商店有供应。

2）盐浴碳氮共渗和氮碳共渗剂　盐浴碳氮共渗也叫液

体氰化。过去多用氰盐，在 900℃以上是渗碳，在 840～860℃可得到碳氮共渗效果。由于氰盐剧毒，很多人曾申请过多项专利，试图取代氰盐，效果均不理想。目前盐浴碳氮共渗已很少采用。

在钢的铁素体状态（＜590℃）的盐浴氮碳共渗俗称"软氮化"。这是 1980 年时 Degussa 公司开发的用氰盐，但往盐浴通氧使 CN^- 氧化成 CNO^- 的渗氮方法，由于工艺周期短，工件抗疲劳和耐磨性的明显增加而广泛应用。1964 年机械科学研究院、浙江大学和上海热处理厂又开发出用尿素加碳酸盐反应生成氰酸盐的无毒原料盐浴，但反应分解产物中仍有大量 CN^-。

近代出现许多低氰的氮碳共渗盐浴。往含氰盐浴中加入亚硫酸盐，按 $Na_2SO_3 + 3NaCN \longrightarrow Na_2S + 3NaCNO$ 反应，使氰酸盐（无毒）保持稳定，使盐浴中的 CN^- 从 20%～30% 降到 2%～3%。往盐浴中加入锂盐也会获得相同效果。往含氰盐浴中加入有机聚合物 mellone 也会提高 CNO^-，使盐浴再生。

法国 HEF 公司的 Sul－sulf，美国 Kollene 公司的 No－Cy，QPQ 和我国的 LT 盐浴（武汉材保所、山东安丘市热处理材料厂、安丘市亚星热处理材料厂）都属此类。LT 盐浴有商品供应。

在这些盐浴中，即使 CN^- 能降到 2%～3%程度，其废盐和废水的处理仍需十分当心，废水经无害化处理达到规定标准才可排放。

3）气体碳氮共渗剂和氮碳共渗用剂　气体碳氮共渗剂是吸热式气氛加氨，氮碳共渗剂是吸热式或放热式气氛加氨，也可以用 $CO_2 + NH_3$（AICHELIN 公司的 NITROC 法）。瓶装氨、CO_2 和液氨都有市售商品，液氨需经蒸发脱水才可使用。

用含碳、氮元素的有机液体滴入炉内裂解法和甲醇＋氨炉内裂解法也可以施行碳氮共渗和氮碳共渗。往炉中滴入三乙醇胺、甲酰胺和投放固体尿素都可以对钢进行碳氮和氮碳共渗。把尿素压成一定尺寸的球，定时定量往炉内投放，用起来很方便。

4）碳氮共渗膏剂　A.H. 明凯维奇在《钢和合金的化学热处理》一书中介绍了两种碳氮共渗膏剂成分。其中：①黄血盐 60（质量分数）%，木炭粉 30%，$BaCO_3$ 10%；②黄血盐 20%，木炭粉 70%，$BaCO_3$ 10%。都用水解的硅酸乙酯（ethyl silicate）作黏合剂。在工件表面涂 0.5 mm。用第一种膏剂在高频加热到 1 150℃，保持 15～20 s（连加热共 35～40 s）可得到 0.08 mm 渗层。用第二种膏剂在同样加热条件下可获得 0.16 mm 渗层，淬火后的硬度 800～1 000HV。

4.3　渗硼剂

钢件渗硼可在表面形成 FeB、Fe_2B 硬质化合物层，显著提高其耐磨性。渗硼工艺亦有固体、液体、气体、等离子法之分，以固体渗硼应用最广。

德国 Kempten 公司在 20 世纪 70 年初研制出 E－Kabor 粒状渗硼剂。B_4C 作供硼剂，KBF_4 为活化剂，SiC 为催化剂，在 950～1 000℃装箱渗硼可得到硬度为 1 500～1 800HV 的 Fe_2B 单相渗层。他们认为，用剧毒乙硼烷（B_2H_6）的气相渗硼没有前途，而液体盐浴渗硼得不到单相 Fe_2B 渗层。FeB 渗层很脆，FeB＋Fe_2B 双相层由于两者膨胀系数差别大，在冷却到低温和服役过程中易剥落。

4.4　渗金属剂

以粉末渗剂居多。一般由供金属剂、活化剂、填充剂和黏合剂组成，通常呈粒状。供金属剂可用金属粉末，或含金属的铁合金粉，活化剂用 NH_4Cl、$MgCl_2$、$CaCl_2$ 等氯盐。填充剂用 Al_2O_3 或 SiO_2 或两者混合，黏合剂用水、水玻璃，有机聚合物或树脂。用粉末或粒状渗剂可在钢铁表面渗 Cr、V、Ti、Ni、Si、Al 等，以提高其抗磨损、抗腐蚀和抗高温氧化能力。渗金属剂分单一金属渗剂和多种金属复合渗剂等种类。各种渗金属剂都有销售。

硼砂盐浴中添加各种金属粉末或含金属的化合物，可在 900～1 100℃的高温于钢件表面渗 Cr、Ti、Nb、V 等金属，在高碳钢和高碳高合金工具钢表面形成 VC、Cr_7C_3、TiC、NbC 等硬质化合物，硬度达到 3 000 HV 以上。日本东京热处理株式会社（现为同和矿业）的 TD 法属于硼砂盐浴渗金属工艺，主要用于工模具的热处理。武汉材料保护研究所在 1970 年时即已掌握这种方法，并在一定范围推广。

在众多的渗金属工艺中，钢件表面渗铝，尤其是热浸铝的方法获得了广泛应用。热浸铝是把钢件放入熔融的铝或铝合金液中，在 600～780℃保持 4～8 h，可获得 0.15～0.20 mm 的铝层，显著提高钢在 600℃以下的防腐性能。含铬不锈钢热浸铝再经热扩散可使表面形成类似 Fe-Cr-Al 的合金，大大提高其抗高温氧化能力。

渗锌工艺过程简单易行，钢铁制品渗锌可明显提高其抗大气腐蚀能力，得到了广泛应用。Zn 液中加入少量 Al、Mg、Si、Ti、Sn、Sb、Pb 等金属可明显改善渗层外观和性能。钢材渗前需经浸 NH_4Cl 液处理，表面附着的 NH_4Cl 在 Zn 液中分解出 HCl，使钢件表面的氧化物溶解，形成铁的氯盐，改善 Zn 对铁的浸润性。在各种渗锌工艺中，粉末渗锌应用最广。粉末渗锌剂的成分有工业锌粉＋NH_4Cl，锌粉＋Al_2O_3 粉＋NH_4Cl、锌粉＋Al_2O_3 粉＋ZnO 粉等。在 340～440℃保持 2～4 h 可获得 12～100 μm 的渗层。

5　防氧化脱碳涂料

单件、小批量生产大型零件的锻造、轧制、热处理为避免在氧化性气体中加热时的氧化和脱碳，可在表面涂以保护涂料。这些涂料大都由各种玻璃料、金属氧化物、滑石粉、膨润土、黏合剂等无机物组成。钢件加热时涂料熔化，在其表面形成一层牢固的不透气玻璃状物，使金属表面得以保护，在 800～1 200℃范围防止空气对钢的氧化和脱碳。对热处理保护涂料的要求在 JB/T 5072 中有所规定。

美国、日本和西欧广泛采用以金属氧化物、微晶玻璃和复杂组成的耐热涂料，用于锻造、轧制和热处理的加热保护。美国涂料有 Advanced Technical Products Co. 的 ATP Metallurgical Coatings 系列涂料，德国 Duffy Co. 的 Condursal I0095 Scale Prevention 涂料，英国 Berktect 系列金属高温加热保护涂料，日本渗透株式会社的专利耐热涂料系列等。我国龙门热处理材料厂的 ROX、华伟热材厂的 FYT、安丘热材厂的 B-F、浙江黄岩特种涂料厂的多种牌号涂料、北京光华热材厂等都有系列产品。

6　不锈钢箔

工模具和钢件用 0.05 mm 厚的 18－8 不锈钢箔包裹，使其和工件贴紧，并排出其中的空气，然后在空气炉中加热保持后，直接浸入油中淬火，既能淬到要求硬度，又可避免氧化脱碳，使工件保持光洁或光亮。如能经心操作，钢箔可以多次使用。这种保护方法被称为"包装热处理"，在日本和我国深圳、香港有广泛应用。可惜我国钢厂尚无此产品，用时需从日本进口。因内地不见有商品供应，故生产中罕见应用。日本的制造厂家是日本 Plasma 工业株式会社。

7　防渗涂料

钢件在化学热处理时，经常在局部（如轴的花键和螺纹等处）不需处理。过去曾用过不需处理留裕量，等处理过后

再切削掉的办法，费事且不经济。在渗碳和碳氮共渗时，很长一段时期用过镀铜，需增加设备，提高成本，且镀铜液中往往有氰盐，废液排放不慎会造成污染。采用局部涂防渗涂料是最简单有效和方便的方法，目前已得到普遍采用。当然采用该措施的关键是要有理想防渗效果、使用方便、事后容易清除的防渗涂料。ZBG651.108标准规定了对防渗剂的要求。

钢的化学热处理防渗剂一般由阻渗剂、黏结剂和松散剂组成，按化学热处理种类如渗碳、渗氮、碳氮共渗、渗硼、渗金属而各不相同。常用的防渗碳剂商品牌号有FC－108、FC－108A、FC－208、KC－12、FT等。高温防渗氮共渗涂料有KT－128，防渗氮涂料有FN－1、KS－2，防碳氮共渗涂料有CN、FTD，防渗硼涂料有CB－1、FSB等。

8 表面处理剂

钢件的表面处理包括磷化、发黑、Ni－P化学镀和铝合金染色等。按道理这些工艺都不属热处理范畴，但在过去的生产管理中习惯划分上把化学处理和电镀都归于热处理车间，故工科大学的材料热处理专业也都设金属的腐蚀和防腐、电镀等专业课程。表2.6-25所列为金属的表面化学处理工艺和表面处理剂。

表2.6-25 金属的表面化学处理及用剂

方法	原理及用剂	工艺过程	特　点	适用范围
磷化	钢、铁、铝在稍加热（32～90℃）的磷酸和Zn（H_2PO_4）$_2$$2H_2O$稀溶液中形成3～50 μm致密柔软不溶解的磷酸盐保护层。形成的膜分磷酸锌、磷酸铁和磷酸锰膜三种	表面预处理—冲洗—磷化—冲洗—铬酸冲洗。分浸液法和喷液法两种	形成1.6～2.1 g/m² 的膜，用喷液法时需1 min或更少，浸液法2～5 min	油漆底层、管和丝冷变形加工预处理，提高耐磨性，防锈
发黑	钢铁在$NaNO_2$ + $NaNO_3$的熔盐，高温热空气、沸腾的浓碱液中生成0.5～1.5 μm的Fe_3O_4膜。有HNO_3 + H_2SeO_3 + $CuSO_4$添加剂的多种常温发黑液	脱脂—清洗—浸蚀—清洗—氧化—清洗—浸皂液—清洗—干燥—浸油	分单槽和双槽法。单槽法质量差，双槽法膜厚，均匀，防锈效果好	防蚀性能较差，常和涂油、蜡、漆配合使用，用于精密仪器、光学仪器、工具的生产
铝合金转化膜	铝和铝合金经化学转化（在重铬酸钠、铬酸钠、铬酐、磷酸、NaOH溶液中）可获得氧化膜、铬酸盐膜或铬酸－磷酸盐膜	脱脂—清洗—转化—清洗—封闭—清洗—浸漆。温度20～100℃，时间3～10 min	膜薄、多孔、吸附力强，封闭处理和涂漆保护性好	铬酸盐膜在电子工业有广泛应用
Ni-P化学镀	钢在硫酸镍、次亚磷酸钠、络合剂和稳定剂镀液中于90℃浸1 h可获得10～15 μm的Ni－P镀层，表面硬度350～400HV，经400～500℃退火硬度增至600～800HV	打磨—脱脂—水洗—酸洗—水洗—活化—水洗—化学镀—水洗—吹干	镀层随时间增长，热处理后硬度高、耐磨	模具强化，磨损件修复
铝合金阳极氧化	在稀硫酸、草酸、铬酸或磷酸电解液中以铝件为阳极，经电解在表面形成氧化膜。有普通氧化、硬膜氧化、光亮氧化和无孔氧化之分	溶剂脱脂—化学脱脂—清洗—出光—清洗—碱腐蚀—清洗—出光—清洗—阳极氧化—清洗—封闭—清洗—干燥—涂漆	30 μmm以上的厚膜才具有抗磨能力	日用五金、工艺品、航空发动机件、仪表零件
氧化膜染色	铝和铝合金经硫酸阳极氧化后，用有机、无机染料着色，15～35℃，5～30 min		可染成黑、红、蓝、绿、金黄	日用五金工艺品，建筑材料
电解着色	铝和铝合金在各种酸性电解液中在12～30 V电压和10～1.5 A/m² 电流密度下镀5～30 min		可染成淡红、紫、古铜、黄色、褐色、橄榄色、黑色等	日用五金、工艺品

9 辅助材料

热处理辅助材料可定义为不直接参与热处理工艺过程的各种材料，其中包括清洗剂、防锈剂、干燥剂、催化剂、吸收剂及添加剂等。

9.1 清洗剂

热处理的清洗按工艺顺序分前清洗、中间清洗和后清洗，按清洗剂类别分溶剂清洗、碱液清洗、真空清洗和超声波清洗等。一般热处理前清洗、中间清洗都用碱液，后清洗用清水。汽车航空发动机、仪器、仪表零件需用溶剂清洗或超声波清洗。汽车、摩托车、飞机零件真空钎焊的前清洗需溶剂或真空清洗。

一般碱液清洗剂多用10%浓度的热碳酸钠溶液。为防止工件洗后生锈，洗液中还应添加缓蚀剂。有一种JL-1型专用金属清洗剂，是一种非离子型表面活性剂添加多种助剂而成，适合机械化清洗，性能优异，防锈效果好，消泡快，无腐蚀，非常适宜于零件的热处理前后清洗。

溶剂清洗脱脂效果好，且可反复使用。过去的溶剂多用三氯乙烯或三氯乙烷，现在由于氯代烃对大气臭氧层的影响，限期停止使用。现在国际上正在纷纷研究开发代用品，据说用戊烷代替氯代烃的可能性很大。

9.2 防锈剂

为防止钢铁件在水、盐碱水溶液或其他水溶液中淬火或其他工序后的清洗和随后工序间的隔置以及成品在包装前于

大气中的长期暴露而生锈，需在这些溶液中添加缓蚀剂或将工件在缓蚀剂溶液中浸泡。实际上热处理大部分用的防锈剂实际上就是缓蚀剂。

金属缓蚀剂是能阻滞或完全抑制金属在电解质中腐蚀的添加剂。金属在电解质中的腐蚀是由于阳极过程和阴极过程或其他吸收电子过程所引起。如能阻滞其中一个或两个过程，就能对金属的腐蚀起抑制作用。故缓蚀剂可分为阳极缓蚀剂、阴极缓蚀剂和混合型缓蚀剂。阳极缓蚀剂有亚硝酸钠、重铬酸钾、硅酸钠等，但如果加入量不足，部分受阴极过程控制，则腐蚀不会被抑制，反而会有增加危害的可能性。阴极缓蚀剂有六偏磷酸钠，效果虽不如阳极缓蚀剂，但比较安全。混合型缓蚀剂既可避免阳极缓蚀剂的缺陷，又可发挥阴极缓蚀剂优点。阻滞阴极的缓蚀一般也能改变阳极腐蚀的速度。许多含氮、硫、氧的高分子化合物可以用来提高氢的过电位而达到缓蚀作用。

金属防锈剂（液）在热化材料厂有商品供应，各种缓蚀剂可在化工商店中买到。

9.3　干燥剂和吸收剂

在热处理生产中，为了减少气氛中的水分和降低露点，许多气体都需要施行干燥。制备气氛时，在制成气体的净化设施中也经常用干燥剂吸水，用分子筛和相应化学物质吸收 H_2O 和 CO_2。可用 $CaCl_2$、硅胶和 5×10^{-8} cm（5Å）分子筛吸收 H_2、N_2、Ar、He、NH_3 中的水分。$CaCl_2$ 吸水性强，但吸水后成为糊状物，不易维护、清理和再生，还对容器、管路具有腐蚀性，故只在一次性少量除水时使用。硅胶又名氧化硅胶和硅酸凝胶，是由水玻璃与硫酸或盐酸经胶凝、洗涤、干燥和烘焙而成，外观呈透明乳白色颗粒。一般商品含水约3%～7%，最终吸湿量可达到40%左右。硅胶耐盐酸、硫酸和硝酸的浸渍，饱和吸湿后可烘干再生。在除水净化设备中经常设置两个放硅胶干燥剂的容器，一个在工作时，另一个再生。5×10^{-8} cm（5Å）分子筛既可以吸水也可以吸收 CO_2，具有多孔氟石结构，平时含大量结晶水，填满其所有孔隙，工业烘干除去结晶水就留下大量孔隙，其孔径为4.9～5.6Å（$1Å=10^{-8}$ cm），能吸收大量的水和 CO_2，使燃烧制备气体得到净化，生产出低露点（-60℃）极纯净的氮基气氛。与硅胶干燥器同理，分子筛吸收塔一般是两个，有时是三个，一个使用，另一个再生，第三个再生后冷却。

Na_2CO_3 在室温下也可以除去气氛中的 H_2O 和 CO_2，其反应为 $Na_2CO_3 + H_2O + CO_2 \longrightarrow 2NaHCO_3$。在25℃，每升21%浓度的 Na_2CO_3 溶液可吸收18 L的 CO_2 气体。饱和吸收后的溶液≥110℃的加热可得到再生，其反应为 $2NaHCO_3 \longrightarrow Na_2CO_3 + H_2O\uparrow + CO_2\uparrow$。

乙醇胺（ethanolamine）也是水分和 CO_2 的吸收剂，早期制配可控气氛并提纯时，多有应用。乙醇胺的分子式 $(CH_2CH_2OH)NH_2$，或简化为 RNH_2。其吸收 H_2O 和 CO_2 的反应为 $2RNH_2 + H_2O + CO_2 \rightleftharpoons (RNH_3)_2CO_3$。乙醇胺溶解 CO_2 的量与温度和溶液浓度有关。15%乙醇胺溶液在50℃能吸收35倍体积的 CO_2，而50%的溶液可吸收115倍体积的 CO_2，即吸收量增加3.3倍。

9.4　催化剂

热处理在许多辅助工序中使用催化剂，在制备可控气氛和净化气体中多有应用。使用化学催化剂可使混合气体在不完全燃烧条件下的高温反应完全，缩短反应时间，提高生产效率。绝大多数催化剂都有市售商品。

1）镍催化剂　天然气（甲烷）氢或丙烷和空气混合在900～1 100℃制备吸热式气时需用镍催化剂。最早制备吸热式气氛的镍催化剂是借助于甲烷-蒸汽转化制备纯氢（生产合成氨）的催化剂。前苏联在1950年代甲烷、蒸气转化用的镍催化剂是ГИАП-3型。后来开发出制备吸热式气的ЦЭЧМ-4型催化剂。这是一种曾在1 350℃焙烧成 $\alpha-Al_2O_3$ 骨架上沉积NiO和MgO的催化剂，最后在制备气体反应中还原为Ni和MgO。西南化工研究院（泸州纳溪）在1960年时就掌握了Z107镍催化剂的制造。中科院成都有机化学研究所在1970年时研制成功专用镍催化剂，洛阳市飞龙联营实业公司化工厂有生产销售。

1960年时上海华东可控气氛协作组在研制全自动多用炉时，曾利用 Al_2O_3 泡沫抗渗碳砖切成20 mm的方块，浸以 $NiNO_3$ 分解为NiO和 NO_2，最后在吸热式气发生炉中还原成镍，使用效果良好。

2）钯催化剂　钯催化剂也称钯分子筛，是以钯为主要活性组分的催化剂，用钯黑载于 Al_2O_3、沸石等载体上，以Na、Cd等盐为助催化剂，用于制备气氛中除去其中的微量氧。在净化气体中加氢或加氨分解气（N_2+H_2），于钯催化剂作用下，使气氛中的残留氧和氢反应结合成水，然后再以冷冻、吸收干燥，制成低露点气氛。制备精净化放热式气、纯氮、氦、氩等保护气氛中都要用钯分子筛。钯分子筛在其他化工领域中用途很广，在化工用品商店有商品销售。

3）催渗剂　钢在化学热处理，尤其是渗碳、渗氮和碳氮共渗，由于伴随着化学元素的扩散过程，工艺周期很长，故能耗也大，生产成本高。长期以来，人们都在努力探索缩短这些工艺过程的方法，在化学热处理渗剂中加入某些可净化工件表面、改善表面活性和促进沿晶界扩散的物质，如 NH_4Cl、CCl_4 等。20年以前哈尔滨工业大学教师们发现了稀土元素加入渗剂的催渗作用，开发出了一系列对高温、中温和低温化学热处理有催渗作用的稀土催渗剂，许多工厂使用后，据说效果不错。西安北恒热处理工程公司开发的BH催渗剂用于汽车零件的渗碳和碳氮共渗，在相同温度下可节省20%的时间，保持相同的渗层，可降低40℃炉温，国内几个大汽车厂热处理分厂都应用，并远销国外。

编写：樊东黎（全国热处理学会）

第 7 章 零件热处理工艺性

1 概述

1.1 零件热处理工艺性的基本概念

零件热处理工艺性（technological efficiency of heat treatment of part）是零件设计工艺性的重要组成部分。按国标 GB 4863—1985《机械制造工艺基本术语》的定义，零件设计（或结构）工艺性（technological efficiency of design or part）是指："所设计的零件在能满足使用要求的前提下，制造的可行性和经济性"。零件的工艺性也有称"零件结构工艺性"、"零件生产性"、"零件制造性"、"零件可加工性"等等多种名称，其含义大同小异。所以我们讨论的零件热处理工艺性是广义的概念：在满足零件设计、制造（生产）、维修要求的前提下，零件热处理的可行性和经济性。可行性可理解为在制造者的生产条件下的难易程度；经济性也是广义的，不仅仅指生产成本，也包括零件热处理质量的优劣而产生的经济效益或损失。以往，热处理工艺性着重于热处理工艺施工上的难易程度，造成废品或返修的概率（可能性），而对经济性重视不足或片面，或是着重于零件结构而忽略了其他因素，如工艺因素、材料因素等。只有把可行性和经济性两者结合起来，才是零件热处理工艺性科学、合理、完整的概念。

例如在零件截面不同、相差悬殊可能导致畸变或开裂时，常常采用开工艺孔的办法，如图 2.7-1。图 2.7-2 所示为渗碳齿轮开工艺孔的一例。如此可减轻零件重量，降低产品重量，也可降低渗碳及淬硬时加热能耗。适当调整厚度 t，其综合经济效果远高于开工艺孔的成本。像这类的齿轮或带轮等零件即使不热处理也应设计成如此结构，使截面均匀。

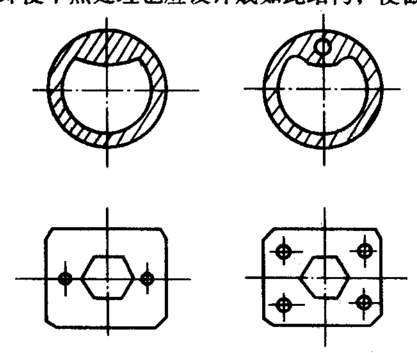


图 2.7-1 加开工艺孔，使零件截面均匀

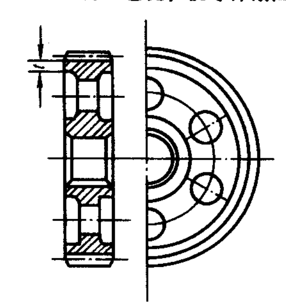


图 2.7-2 渗碳齿轮应加开工艺孔，增厚 t，使截面均匀，以减小畸变

局部渗碳件通常在不需要渗碳部位采用预留加工余量，渗碳后再加工掉渗碳层；或者采用镀铜措施。这些办法都能有效地改善零件热处理工艺性，但是无论是开工艺孔或镀铜，或者预留加工余量然后再切除，都会增加生产费用，延长生产周期，使成本增加。因此只有既改善零件热处理工艺性，又不增加或少增加成本，也不恶化相关工序工艺性的办法才是最佳方案。

零件热处理工艺性的主要内容如下。

(1) 设计因素

1) 零件结构（形状尺寸、结构要素的相互位置即零件的尺寸公差（精度）和形位公差）；

2) 零件热处理技术要求。

(2) 原材料因素

钢铁是零件制造最主要的原材料，以钢为例主要有：

1) 淬透性以及零件的硬化层深度；

2) 淬硬性；

3) 回火稳定性（回火抗力、热稳定性）；

4) 畸变开裂倾向；

5) 过热敏感性（晶粒长大倾向）；

6) 氧化脱碳倾向；

7) 回火脆性；

8) 冶金质量。

(3) 工艺因素

1) 工艺选择及热处理工艺设计；

2) 热处理工艺过程及其在零件制造路线中的安排（位置）；

3) 工艺技术要求；

4) 热处理生产设备和工艺设备。

(4) 其他因素

1) 工艺材料；

2) 工艺人员（施工及操作工人）的素质；

3) 生产规模、生产管理、技术管理和质量管理；

4) 测试手段。

1.2 热处理工艺性在机械制造工艺过程中的作用和意义

热处理是提高零件使用性能的重要手段，是机械制造工艺过程中重要的组成部分。在工具、轴承等行业中几乎百分之百的零件需要热处理，汽车车辆、机床、工程机械等行业中，重要的零件约占全部零件的 60% ~ 80% 都需要经热处理予以强化，其作用和意义是众所周知的。而热处理工艺性的优劣严重影响热处理工艺在整个制造过程中的作用和经济效益。良好的热处理工艺性，是零件热处理质量的根本保证，可以使生产周期缩短，生产成本降低，污染和有害影响减少，提高经济效益。如一般零件热处理，往往有多道热处理工序，在预先热处理阶段出现问题，就会影响后续工艺的加工。在最终热处理阶段（往往在零件整个加工过程的最后阶段），一旦出现因工艺性差而导致的废品，则前面的加工前功尽弃，造成大的经济损失。重新下料加工，则打乱了整个生产计划和进度，后果严重。所以零件热处理工艺性是保证零件加工过程顺利进行的重要因素之一。

值得提出的是热处理工艺及零件热处理工艺性仅是机械制造过程的重要组成部分。零件是由冷、热加工工艺共同组合完成的，各个工艺、工序之间应相互配合，个别（局部）

应服从整体需要，追求的是整体的、最终的效益。

我国机械工业主管部门对零件的工艺性问题历来非常重视，早在 20 世纪 50 年代中期，在第一机械工业部机械制造工艺与生产组织研究院内专门设立了一个工艺性审查处，对管辖的企业和机电产品在设计阶段就进行工艺性审查，获得了较好的技术、经济效益。同时也积累了丰富的经验，建立了必要的规章制度，对促进我国机电产品的发展，提高设计水平和制造能力，为如今赶超世界先进水平和提高产品在国际市场上的竞争力起到了正面的积极的作用。

1.3　零件热处理工艺性的特点

零件热处理工艺性是零件工艺性的一部分，其特点也具有相对性、全局性和经济性。

(1) 相对性

零件热处理工艺性都是在一定的具体生产条件下评价的，同样一个零件，采用同样的材料和结构，在不同的生产条件下可能得到不同的结果。而生产条件是可以改变的。解决一个具体零件工艺性差的问题，有许多方法和途径，所以热处理工艺人员不宜过多地苛求设计师改变原设计，也不宜动不动要求加开工艺孔等改变其他工序、加工程序或增加加工工作量。热处理本身调整工艺的空间很大，首先应该自己想办法，灵活运用热处理新技术、新装备、新方法使工艺性差变为工艺性好。

(2) 全局性（整体性）

一个零件从原材料或毛坯到成品，是由许多不同工种和加工工序完成的，彼此之间有时会发生矛盾。此时要顾全大局，不能改善了热处理工艺性而恶化其他工艺的工艺性，反之亦然。其他工艺在改善工艺性时也不能恶化热处理工艺性。最终要全面分析，应看整个过程的工艺性优劣来决定哪一个工序作出让步。工艺性不能孤立地看，有些问题从局部看是不合理的，但从整体看是有利的。这就要局部利益服从整体利益，小利益服从大利益。

(3) 经济性

研究零件热处理工艺性是为了改善热处理工艺性，改善工艺性的目的是为了获得经济和社会效益。前面提到零件热处理工艺性的特点之一是相对性。后者比较灵活，难以量化，但工艺性的经济性是可以量化的，经济性也是评价工艺性优劣的最主要指标。现在评价产品或零件工艺性有了一定的经济计算方法。零件热处理工艺性的评价方法还尚未完善，比较粗糙简单。因为难度较大，与其他工艺相比，热处理工艺还涉及环境卫生和生产安全等因素，比较复杂。有待逐步完善。

2　零件热处理工艺性的内容和影响因素

2.1　零件结构

设计师在设计一个零件时要根据零件服役条件和功能要求决定：①零件的结构，包括尺寸和形状位置公差；②采用何种原材料；③提出相应的技术要求，如表面粗糙度，热处理技术要求等。

零件结构形状对热处理工艺性影响很大。为改善零件热处理工艺性，根据前人的经验，应遵循如下几条原则。

1) 零件大小应适中，结构几何要素要有规则。特别大、特别小、特别薄、特别厚，尤其是厚薄不均、截面相差悬殊的零件；奇形怪状的零件，热处理工艺性总是不好的，不仅热处理工艺性差，其他工艺的工艺性也差。当能拆开用几个形状简单件组成时，应尽可能变成组合件。如镶钢导轨，模具复杂的成形零件利用镶块（镶件）等，如图 2.7-3。此例不足之处是顶尖部采用高速钢 W18Cr4V 也非高明之举。因为顶尖要求高耐磨性而不要求热硬性，用 W18Cr4V 有大材小用之弊，且高速钢的热处理工艺性也很差，淬火加热温度很高，要多次预热和回火或冷处理。不同顶尖的精度要求也不一样，低的可以采用碳素工具钢，最高级的也有采用硬质合金的。

图 2.7-4 是组合件又一例。

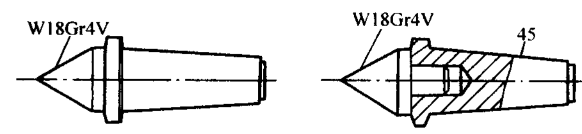


图 2.7-3　顶尖组合件

此件两部分工作条件不相同，设计成组合结构，不同部位用不同材料，既提高工艺性，又节约高合金钢材料

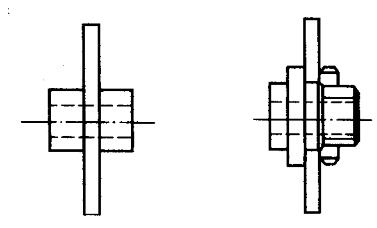


图 2.7-4　截面不均，形状又复杂或不对称的零件，可采用的组合结构

2) 细而长的零件如机床丝杆、细长轴等，长度与直径比不宜太大。为了避免或减少畸变，在热处理时应在井式炉内吊挂加热，其形状应便于吊具装夹。图 2.7-5 是常见的吊挂形式，从结构上看小件 a 较好，大件 d 最好，c 是最差的，最不经济的，只有单件或极小批量生产时采用。

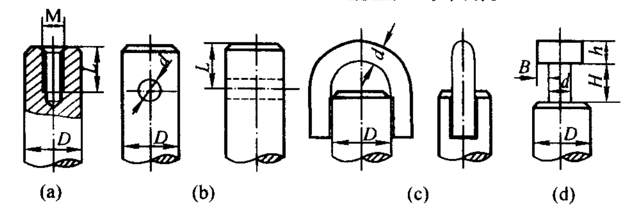


图 2.7-5　轴类零件的吊挂形式

3) 零件各部位的截面应尽量均匀并变化平缓，避免厚薄太悬殊。因为厚薄不均匀必然导致加热、冷却不均匀。淬火冷却不均匀，马氏体转变先后不一，造成薄弱处拉应力大于钢的抗拉强度，导致开裂。如果热处理操作不慎（淬火冷却到 M_S 点后不及时从淬火介质中取出并立即回火，或工件内部晶粒粗大，或碳化物偏析，或淬火前内应力未消除或材质冶金质量差等），则更易发生畸变或裂纹，如图 2.7-6 所示。

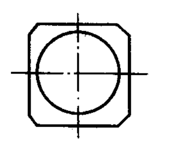
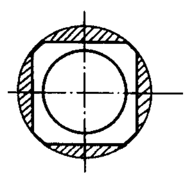



图 2.7-6　热处理后加工去掉多余部分

图 2.7-6 的例子是比较典型的，它符合零件结构热处理工艺性改进的基本原则，零件截面厚薄不均，应尽量避免。但是此例需要补充说明的是，它没有指明该零件采用的原材料，没有指明是何种热处理工艺，没有说明该零件热处理的技术要求。作为一个热处理工件，上述三个要素必须具备。第一，如果该零件淬透性很好，可以采用缓和的冷却介质，甚至空冷淬火，不一定会淬裂或发生其他热处理疵病，因为该零件的形状并不复杂，主要缺点是有四处的边较薄。第

二，如果该零件的热处理是退火，就没有必要这样做；如果是渗碳或渗氮，就更没有必要这样做了。总之不同的热处理工艺，改进工艺性的方法是不同的，以一概全就不科学了。第三，如果热处理要求硬度较高，后续加工就加工不动了。如果采用磨削，如图示的加工余量过大，使加工成本飚升。这个例子的另外缺点是把本来可以一次加工完成的切削加工，分两次完成，且要由加工车间到热处理车间往返一次，既增加生产成本，又延长生产周期。现代生产趋势是尽量把所有的加工集中到一条生产线或一台机床（如加工中心）上完成。所以读者在看待这些例子时理解其精神实质，结合实际情况，切忌生搬硬套。本章介绍的其他例子也有类似情况，宜注意。

4）锐边尖角容易引起应力集中，应倒钝或加工成圆角，见图 2.7-7。

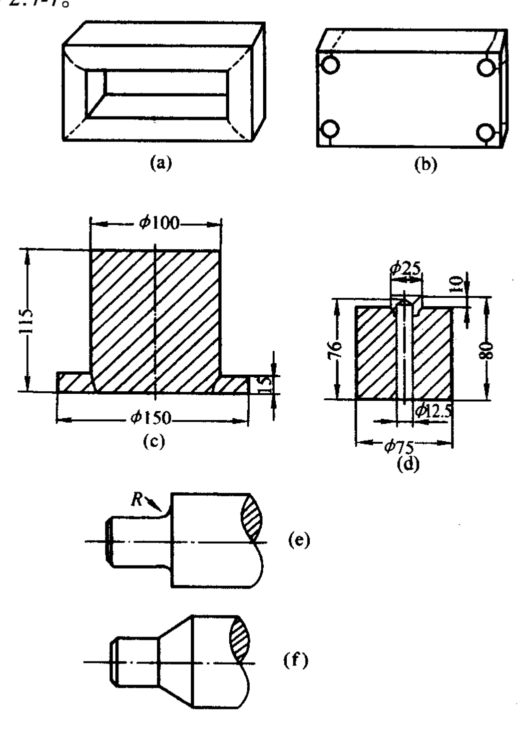


图 2.7-7 由工件设计不当形成的淬火裂纹

5）零件几何形状力求简单对称 图 2.7-8 是精密坐标镗床的刻线尺（标准尺），是决定机床精度的重要零件，长约 1.2 m，属于细长件，要求有极高的精度和精度保持性（尺寸稳定性）。此例是一个典型的成功的例子。首先在形状上由槽形改成对称的 X 型；其次选用畸变极小、极稳定的低膨胀合金 4J58（原来用 2Cr13 不锈钢）来制造；第三在加工过程中每经一次加工，都需一次消除应力退火，全过程安排的消除应力退火有 27 次之多，生产成本很高，但保证了产品质量，获得了良好的综合经济效益。

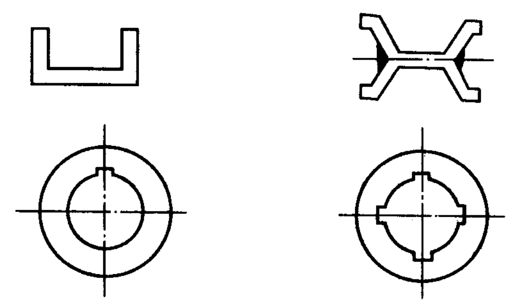


图 2.7-8 工件几何形状不对称易造成过分畸变

6）零件应具有一定刚性，否则在加工过程中会发生畸变，必要时可附加加强筋，见图 2.7-9。

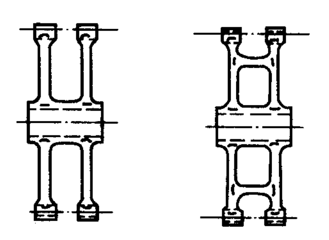


图 2.7-9 工件刚性差易造成畸变

该杠杆为铸件，由于刚性差，热处理时易畸变。设计加上横梁后，增加了刚度，畸变减少。

7）内孔要求淬硬时，不应是不通孔。一个零件有多个孔时，孔与孔之间或孔与边之间的距离应有足够大，避免形成薄壁或尖角，见图 2.7-10。

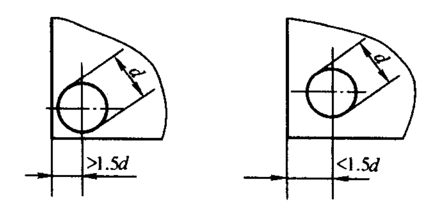


图 2.7-10 结构允许时，孔距离边缘应不小于 1.5*d*

8）热处理零件最终热处理时表面应清洁和较低粗糙度，一般淬火零件粗糙度 R_a 不大于 3.2 μm；渗氮零件要求 ≤ 0.80～0.10 μm，一般是经磨削加工以后的表面粗糙度。

改善工件热处理工艺性结构举例见图 2.7-11。

2.2 零件的材料

热处理是改变材料性能的主要手段之一。材料的热处理工艺性必然对零件热处理工艺性有重要影响。以钢为例，钢的主要工艺性能有淬透性和淬硬性，过热、畸变、开裂敏感性，回火脆性和回火稳定性等，现分述如下。

2.2.1 淬透性

（1）基本概念

淬透性（hardenability）即钢的淬透性能，是钢的基本属性之一，它对钢制零件热处理工艺性影响极大。对钢淬透性的定义，我国金属热处理工艺术语国家标准（GB/T 7232—1999）所给出的定义是：“在规定的条件下，决定钢材淬硬深度和硬度分布的特性”。钢淬火硬化的本质是通过淬火获得高硬度的马氏体组织，因此，有一些冶金学家建议将钢的淬透性定义为：钢的（高温）奥氏体（连续）冷却时转变成马氏体的能力。美国金属学会的金属手册（ASM.Metals Handbook）把铁基合金的淬透性定义为：“决定淬火硬度的深度及其分布的性质”。但是在实际生产中，人们感兴趣的是硬度，具体零件的表面硬度、心部硬度、硬度分布和硬化层深度。淬透性的测定和表示，通常用硬度法，特别是对于一个具体零件而言，淬火就是硬化，就是要提高硬度。因而引出了淬硬性、淬硬层及其深度，钢热处理的质量效应（尺寸效应），以及所谓“淬透”、“淬硬”的评定标准等等一连串与淬透性密切相关，但又不尽相同的概念（名词、术语）。钢的这些性质及评价都和零件热处理工艺性有很大关系，要理解零件的热处理工艺性，必须对这些概念有正确的理解。

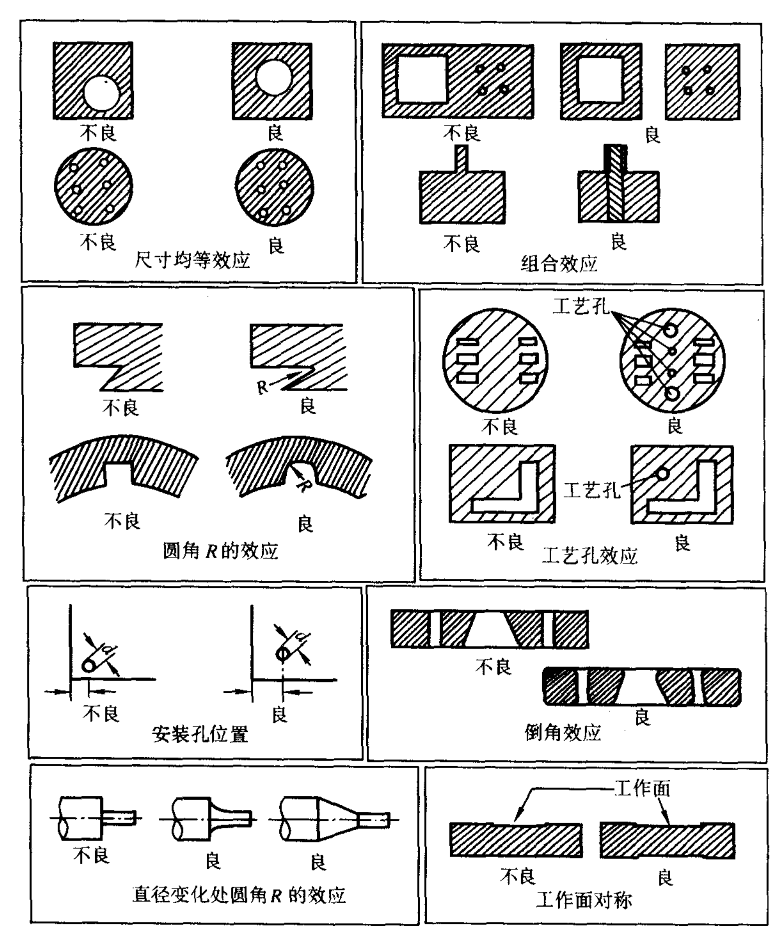


图 2.7-11 改善工件热处理工艺性结构举例

按GB/T 7232标准的定义，“在规定条件下”，排除其他因素，统一于标准规定的条件下进行试验、比较，才能给出一个正确的评价。淬硬是指奥氏体全部或部分转变成马氏体。部分通常是以50%马氏体为界限，或达到50HRC以上硬度。如果转变组织中达到了50%以上的马氏体，就算达到了淬火目的。淬硬深度也以50%马氏体为界。零件热处理是一个工程技术问题，对淬透的要求也因服役条件不同而异。有的要求全部淬硬（从表面到心部），有的表面有一定深度淬硬即可。从检测角度看，50%马氏体组织容易用金相法、硬度法或腐蚀法准确测定。从性能上看，组织中有50%以上的马氏体和剩余的非马氏体组织，已能满足绝大多数机器零件或工具的要求。汽车、车辆、农业机械、机床、工程机械及其机电产品的结构零件都要求有强度和韧性的良好配合。通常采用中碳（0.3%～0.6%）结构钢通过调质处理来达到此目的。调质就是先将零件（正确应是工件）淬火获得高硬度的马氏体组织（或大于50%马氏体），然后再根据零件要求的硬度、强韧性在不同的温度下进行回火，获得回火索氏体（细珠光体或极细珠光体）组织，这种组织有极好的综合力学性能。

淬火后如得到完全马氏体组织，调质后屈服强度与抗拉强度的比值（$\sigma_{0.2}/\sigma_b$）可以达到90%左右，而正火后该比值只约有60%。此外调质处理后还具有较高的疲劳强度、较高的冲击韧度和较低的脆性转变温度。因而调质处理可充分发挥了钢材的潜力。

大量的试验数据证明，合金钢中合金元素，除对调质处理后的冲击韧度有影响外，对强度性能影响不大，而淬火后的金相组织和回火温度对调质后的力学性能的影响很大。如回火温度固定不变，则零件淬火状态的金相组织是影响调质后力学性能的重要因素。

钢材淬火后的金相组织决定于钢材的淬透性、零件的尺寸和淬火时的冷却条件。如果零件的尺寸和淬火条件不变，则淬火后的金相组织只决定于钢材的淬透性能。由此可见，淬透性是钢主要的工艺性能之一。

如果钢材的淬透性差，则淬火后不能得到全部马氏体组织，出现不同数量的铁素体、珠光体或贝氏体，虽然可以通过降低回火温度得到相同的硬度，但是会使冲击性能和疲劳性能显著降低。

图2.7-12是1340（AISI）钢［相当于40Mn2（GB）］淬火后含马氏体数量对钢冲击吸收功的影响，四种不同工艺获得不同马氏体数量见表2.7-1。

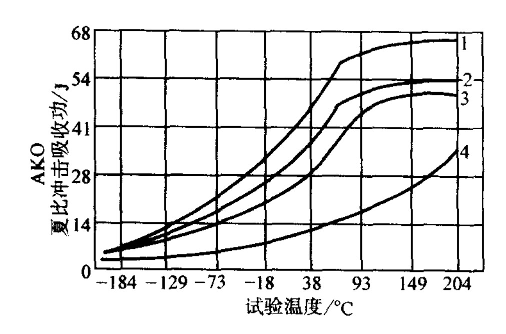


图 2.7-12 1340淬火后组织中马氏体含量对冲击韧度的影响
（试样硬度34～35HRC）

表 2.7-1　1340 钢热处理工艺

图 2.7-12 中曲线号	淬　火	淬火后马氏体含量及硬度	回火	回火后硬度 HRC
1	830℃加热奥氏体化 1 h 淬透	100%M, 58HRC	538℃回火 1 h 水冷	34
2	830℃加热奥氏体化 1 h 未淬透	85%M, 51HRC	482℃回火 1 h 水冷	35
3	830℃加热奥氏体化 1 h 未淬透	70%M, 47HRC	454℃回火 1 h 水冷	35
4	830℃加热奥氏体化 1 h 未淬透	40%M, 40HRC	385℃回火 1 h 水冷	35

从图 2.7-12、表 2.7-1 中看出，随着淬火后非马氏体产物的增加，硬度降低，虽然可以通过降低回火温度得到相同的硬度，但是冲击性能降低。尤其是第 4 号试样，马氏体数量低于 50%，硬度和韧度下降明显。

用 4140 [42CrMo（GB）] 钢进行了淬火状态的硬度对疲劳性能的影响试验。将淬火硬度为 55HRC、47HRC 和 40HRC 的试样都回火到 33HRC 进行疲劳试验，其结果示于图 2.7-13。淬火后硬度为 40HRC 的试样，含马氏体量仅 40%，疲劳性能最差。

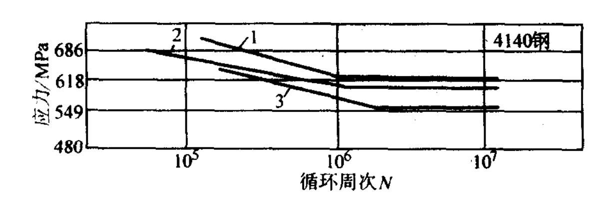


图 2.7-13　4140（42CrMo）钢淬火硬度对回火后疲劳强度的影响
1—55HRC；2—47HRC；3—40HRC

由上述结果可以看出，淬火状态的金相组织（或硬度）是影响调质后钢材性能的重要因素。当零件尺寸与淬火冷却条件固定不变时，钢材淬透性能是影响调质处理后性能的重要因素。因此习惯上把这一类结构钢称为调质钢，把淬火后高温回火两个工序合并称为调质处理。

如果材质一定，零件的结构尺寸一定，要达到更深的淬硬层深度，只有加大冷却速度，采用剧烈的（冷却烈度更大）冷却介质或冷却条件，这样就增大畸变和开裂的危险性，提高生产成本，恶化零件的热处理工艺性。

（2）淬透性的表示方法与试验方法

1）用淬硬层深度表示钢的淬透性　对于一种特定的钢，其淬硬层深度随截面尺寸及淬火时冷却速度的不同而变化，一般定为淬硬层深度是由表面至半马氏体组织（50%M）的距离（mm）。

马氏体的硬度和半马氏体的硬度与钢的碳含量有关。图 2.7-14 示出钢中碳含量与马氏体和半马氏体硬度的关系。

图 2.7-15 是圆柱形试样直径 D（mm）淬火后测得的横截面硬度分布曲线，由图 2.7-14 的半马氏体位置的硬度值可以测出该试样淬硬层的深度 h（mm）。淬硬层的深度即可用 D_u/D 的比值来表示，D_u 为未淬硬（组织中 M 数量小于 50%）的心部直径和 D 试样直径。

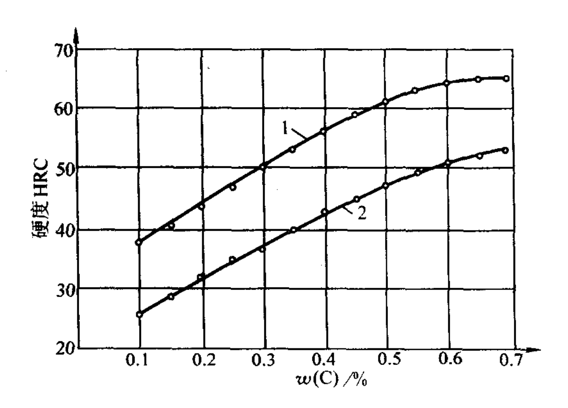


图 2.7-14　碳含量对 100%马氏体和 50%马氏体硬度的影响
1—100%马氏体；2—50%马氏体

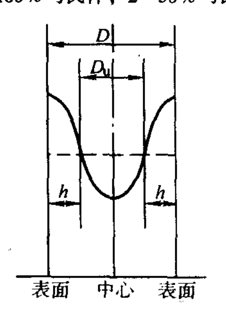


图 2.7-15　棒形试样淬硬后的截面硬度分布

用 h 值或 D_u/D 比值表示淬透性能的方法有缺点，即所得的数量是针对特定的截面尺寸和固定的冷却条件，如果这些条件改变了，则所测得的数值也将改变。

2）用临界直径 D_0 表示钢的淬透性　随着淬火工件直径的减少或冷却速度的加快，h 值增大而 D_u/D 比值减少，在某一截面时 D_u 和 D_u/D 的比值皆为零，h 值为 $D/2$，即钢棒全部淬透。在这种条件下，工件能够完全淬透的最大截面或直径（D_0）称为临界截面或临界直径。如冷却条件固定，则临界直径的数值决定于钢材的淬透性，因此可以用临界直径的数值表示钢材的淬透性能。常用钢材的 D_0 见表 2.7-2 和表 2.7-3。

表 2.7-2　常用结构钢淬透性和临界淬透（50%M）直径

钢　号	淬透性值 J HRC/d	水淬临界淬透直径/mm		油淬临界淬透直径/mm	
		根据淬透性曲线求得或试验值	按合金元素上、下限计算	根据淬透性曲线求得或试验值	按合金元素上、下限计算
40	$J\frac{39}{4\sim5}$	15～20 10～15	—	5～9	—
45	$J\frac{41}{2\sim4.5}$	15～25 10～17	—	6～10	—

续表 2.7-2

钢号	淬透性值 J HRC/d	水淬临界淬透直径/mm		油淬临界淬透直径/mm	
		根据淬透性曲线求得或试验值	按合金元素上、下限计算	根据淬透性曲线求得或试验值	按合金元素上、下限计算
50	$J\frac{43}{3\sim5.5}$	20～25 20～28	—	5～12	—
20Mn2	$J\frac{35}{3\sim10}$	15～40	10～26	5～25 约 20	4～15
30Mn2	$J\frac{37}{7\sim22}$	25～50	15.5～35	20～30 15～30	6.5～18
35Mn2	$J\frac{39}{5\sim26}$	30～35 30～55	18～39	20～25 20～30 20～35	7.5～20
40Mn2	$J\frac{41}{7\sim42}$	30～60	20～42	20～30 20～40	8.5～23
45Mn2	$J\frac{41}{7\sim42}$	40～45 40～65	22.5～45.2	25～35 20～35 25～40	10～25.5
27SiMn	$J\frac{36}{16}$	—	19.5～41	约 30	8～22
35SiMn	$J\frac{39}{10}$	30～50	24.2～47.5	约 30 15～35	11～27.5
42SiMn	$J\frac{42}{10}$	35～60	27.5～51	约 30 20～40	13.5～30.5
20MnV	$J\frac{35}{4.5\sim7}$	20～35 15～18（95%M）	16～28	12～20 15～18	7.2～14
20SiMnVB	$J\frac{35}{12\sim22}$	45～70	66～105	30～50	41～70.5
40B	$J\frac{41}{4\sim8}$	25～35	17～32	10～20 12～20	7～16
45B	$J\frac{42}{5\sim9}$	25～40	17～30	12～22 12～25	7～15
50B	$J\frac{45}{6}$	25～40	21～37	15 12～28	9～19.5
40MnB	$J\frac{41}{8\sim17}$	30～60	34.5～54.5	20～30 15～40	18～33
45MnB	$J\frac{42}{10\sim21}$	35～65	33.5～52	25～35 15～45	17～31
15MnVB	—	—	40～74	12～18（95%M）	21.5～47
40MnVB	$J\frac{41}{11\sim26}$	40～65	48～70	30～40 25～45	27.5～43.5
20MnTiB	$J\frac{35}{6\sim17}$	30～60	29.5～47	15～45	14.5～27
25MnTiB	—	约 55	33.5～47	35～40	17～27

续表 2.7-2

钢　号	淬透性值 J HRC/*d*	水淬临界淬透直径/mm		油淬临界淬透直径/mm	
		根据淬透性曲线求得或试验值	按合金元素上、下限计算	根据淬透性曲线求得或试验值	按合金元素上、下限计算
20Cr	—	28～32 12～15 95%M 盐水	11.5～41	20～23 15～20	4～22
30Cr	$J\frac{37}{4\sim7}$	20～45	19～56	10～20 15～30	8～34
35Cr	$J\frac{42}{6\sim15}$	25～40	19～61.5	15～35	8～38
40Cr	$J\frac{41}{6\sim11}$	28～60 28～60 >30	24～67.5	15～40 25～30 17～30	11～42
45Cr	$J\frac{42}{9\sim25}$	35～65	26.5～71	约 30 20～45	12.5～45
50Cr	$J\frac{45}{10\sim24}$	40～70	28.5～77	25～40 25～30	14～49
38CrSi	$J\frac{40}{15}$	40～70	44～119	约 40 15～30	25～83.5
15CrMo	—	—	27.5～115	20～25	13.5～79.5
20CrMo	$J\frac{35}{3\sim6}$	15～40	19.5～83	10～25 20～25	8～53
30CrMo	$J\frac{37}{5\sim16}$	30～55	26.5～103	15～40 15～30	12.5～70
35CrMo	$J\frac{39}{11\sim22}$	40～70	31～113	25～40 25～50 35 左右	16～78
42CrMo	$J\frac{42}{18}$	50～100	46～145	30～45 35～60	26.5～107
20CrV	$J\frac{35}{4\sim10}$	25～40	19～48	10～25	8～28
40CrV	$J\frac{41}{8\sim15}$	—	33～71.5	25～40	17～45.5
20CrMn	$J\frac{35}{12}$	～50	27.5～73.5	约 30 20～25	13.5～46.5
40CrMn	$J\frac{41}{9\sim19}$	40～70	48～109	约 60 20～50 约 25	27.5～74.5
30CrMnSi	$J\frac{37}{21}$	40～60 (90%M) 60～80	50～120	25～40 (90%M) 40～50 45～60	29～85
20CrMnMo	$J\frac{35}{9\sim29}$	40～90	64～≥153	25～70 25～30	40～≥114
40CrMnMo	$J\frac{41}{>42}$	>100	89～≥153	约 100 35～100 约 60	57～≥114

续表 2.7-2

钢　号	淬透性值 J HRC/d	水淬临界淬透直径/mm		油淬临界淬透直径/mm	
		根据淬透性曲线求得或试验值	按合金元素上、下限计算	根据淬透性曲线求得或试验值	按合金元素上、下限计算
20CrMnTi	J $\frac{35}{6\sim15}$	30 ~ 55	25 ~ 50.5	≈40 15 ~ 40 25 ~ 30	12 ~ 30
30CrMnTi	J $\frac{37}{12、42}$	50 ~ 120	32 ~ 61.5	30 ~ 80 30 ~ 40	16 ~ 38
20CrNi	J $\frac{35}{8}$	20 ~ 40	10.5 ~ 48	10 ~ 25 25 ~ 30	3.5 ~ 28
40CrNi	J $\frac{41}{14\sim42}$	40 ~ 85	23.5 ~ 82	40 ~ 60 25 ~ 60 40 左右	10 ~ 52
45CrNi	J $\frac{42}{40}$	—	25.5 ~ 88	50 ~ 70 45 ~ 70	12 ~ 56
12CrNi3	J $\frac{30}{7.5\sim20}$	35 ~ 70	15.5 ~ ≥79	20 ~ 50	6 ~ ≥50
20CrNi3	J $\frac{35}{10\sim21}$	40 ~ 70	23.5 ~ ≥96.5	50 ~ 70 25 ~ 50 40 ~ 50	10 ~ ≥63
20Cr2Ni4	J $\frac{35}{>42}$	—	≥53 ~ ≥153	≥100 70 ~ 80	≥32 ~ ≥114
20CrNiMo	J $\frac{35}{7\sim10}$	30 ~ 55	—	15 ~ 40	—
40CrNiMo	J $\frac{41}{24\sim48}$	>100 80 ~ 90 (90% M)	53.5 ~ ≥153	≤75 55 ~ 65 (90% M) 60 ~ 100 >100 ≈70	32 ~ ≥114
18Cr2Ni4W	J $\frac{40}{90}$	—	≥48 ~ 140	≤75 ~ 200 90 ~ 100	≥28 ~ ≥102.5
60Mn	—	—	31 ~ 54	≤15	16 ~ 32
60Si2Mn	—	—	55 ~ 107	≤25	33.5 ~ 73
50CrV	—	—	45 ~ 91.5	≤54	25 ~ 59.5

表 2.7-3　常用工具钢的淬透性

钢　号	油淬临界淬透直径/mm	钢　号	油淬临界淬透直径/mm
T7、T9 T10、T12	5 ~ 7 约 5 15 ~ 18（水淬）	5CrNiMo 5CrMnMo	约 300
Cr2	20 ~ 25 40 ~ 50	Cr12	≤200
9SiCr	<40 ~ 50	Cr12MoV	200 ~ 300
9Mn2V	30 ≤30	Cr6WV	≤80
CrWMn	≤60 40 ~ 50	3Cr2W8V	约 100
9CrWMn	40 ~ 50	6Cr4W3Mo2VNb	≤80

3）用理想临界直径（D_{I}）表示钢的淬透性　为了不使钢材的淬透性与淬火时的冷却速度有联系，即不考虑外界因素只考虑钢的内在因素对淬透性能的影响，人们引用了理想临界直径这个概念来表示钢材的淬透性。理想临界直径就是钢在理想淬火剂中淬火，中心可以得到 50% 马氏体的圆棒直径。理想淬火剂就是能以无限大的冷却速度将热量传到表面，而且表面的温度立刻降到冷却介质的温度。

用理想临界直径（D_{I}）表述钢材的淬透性很重要，当人们研究钢材的化学成分对其淬透性能的影响或根据化学成分计算钢材的淬透性能时，都用理想临界直径（D_{I}）来表述钢材的淬透性。

4）用端淬法（jominy）的淬透性曲线来表示钢的淬透性　测定钢材淬透性能最直接的方法是将直径不同的钢棒淬火，然后测定其横断面的硬度分布曲线，从而确定在该冷却

条件下的临界直径。进行这样的试验，工作量很大，因此不是最理想的方法。

GB/T 225—1988《结构钢末端淬透性试验方法》简称端淬法是钢材在不同的冷却速度下硬度变化最广泛使用的测试方法。

图 2.7-16 是工件在不同介质中冷却时不同截面不同部位的冷却速度，任何截面的表面冷却速度都比中心冷得快，而且淬火时冷却越强烈，这种差别越大。不同尺寸的零件各个部位的冷却速度的变化范围为 2.2～333℃/s。为了了解各种钢在上述冷却速度范围内的淬硬情况，可以用一个末端淬火试样调整其尺寸和冷却情况，使距末端不同距离处得到不同的冷却速度。图 2.7-17 是末端淬火试样，图 2.7-18 是试验装置。将末端淬火试样加热到淬火温度后快速地移至试验装置上，并立即打开水阀使水柱喷向试样端部。由于冷却条件严格控制，所以距末端不同距离处的冷却速度是固定的，距末端（至水冷端）不同距离处的冷却速度示于图 2.7-19。这种试验方法是 W.E.Jominy 发明的，故亦称 Jominy 淬透性试验，也称末端淬火试验。

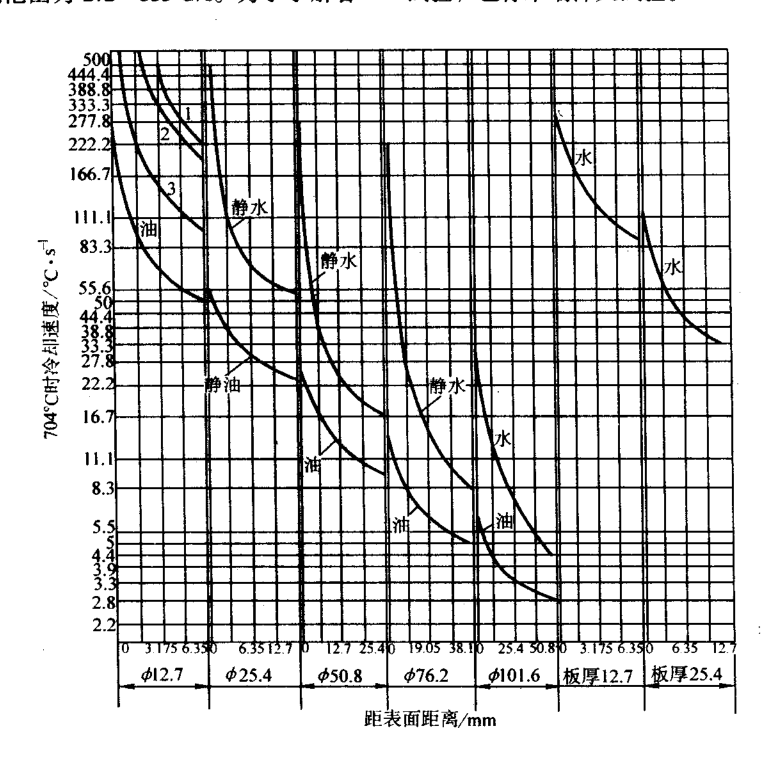


图 2.7-16　工件不同尺寸截面淬入不同冷却介质后截面上各部位的冷却速度

1—5%（容积）NaOH；21℃（70℉）；2—水，21℃（70℉）；
3—5%（容积）NaOH，79℃（175℉）或水，46℃（115℉）

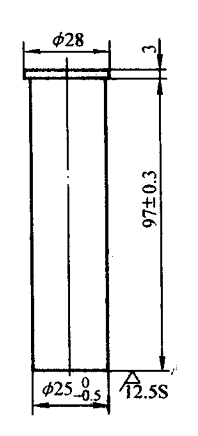


图 2.7-17　末端淬火试样

将淬火后的试样两侧面磨平后从冷却端开始测定硬度，画出淬透性曲线（hardenability curve）。这样用一个试样就可以得到不同的冷却速度下的硬度。

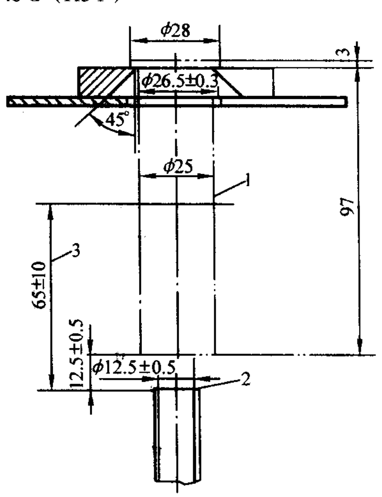


图 2.7-18　末端淬火装置

1—试样；2—喷水孔；3—自由水柱高度

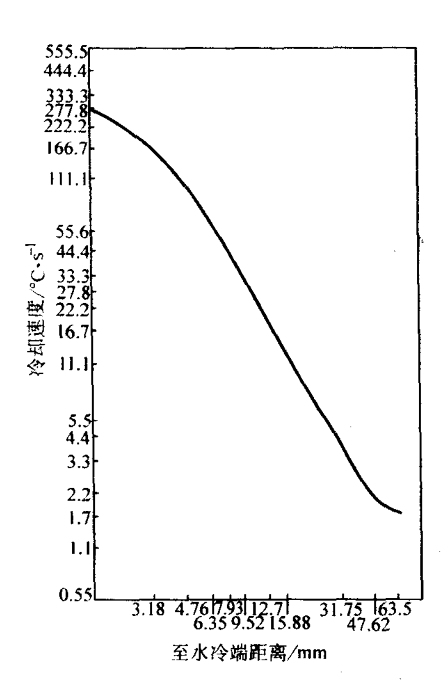


图 2.7-19 距末端淬火试样冷却端的不同距离处的冷却速度

即使是同一种牌号的钢材，由于化学成分在一定范围内波动，再加上一些其他冶金因素的影响，故一种钢号的淬透性能不是一条曲线，而是许多条曲线形成一条淬透性带 (hardenability band)。所以可以用一条淬透性带来表示一个钢号的淬透性。

为了简便起见，有时也用距端末某一距离或某两个距离的硬度范围来表示钢材的淬透性。如某一种钢的淬透性能为 J9 = 30 ~ 42HRC，即距末端 9 mm 处的硬度为 30 ~ 42HRC。

前边已经提到可以用理想临界直径（D_I）来表示钢材的淬透性能。但是大多数试验都是用末端淬火试验来测定钢材的淬透性。理想临界直径（D_I）与末端淬火试样上得到 50%马氏体至水冷端距离之间有一定的关系（图 2.7-20），可以根据该图进行换算。

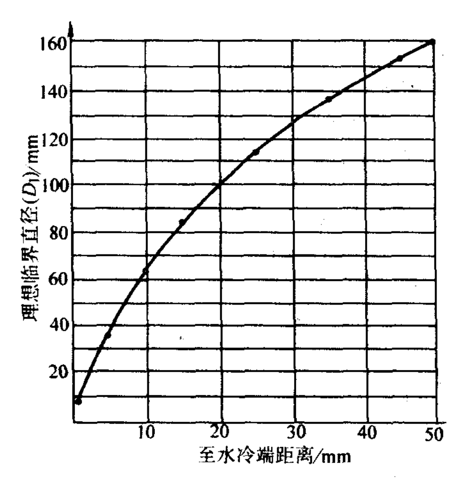


图 2.7-20 理想临界直径（D_I）与得到 50%马氏体至水冷端距离的关系

(3) 影响淬透性的因素

1) 钢的化学成分　钢的化学成分是影响钢的淬透性的重要因素。

磷(P)　随着含 P 量的增高，淬透性也提高。

碳(C)　提高淬透性。

锰(Mn)　提高钢的淬透性。当含 Mn 量超过 1.2%时更为明显。

硅(Si)　对钢淬透性的影响与 Mn 相似。含硅量愈高，影响愈大。

Cr、Ni、Mo、Cu 是提高钢淬透性的主要元素。微量 V、Ti 等元素提高淬透性，含量太高则降低淬透性。

2) 奥氏体晶粒度对淬透性的影响　奥氏体晶粒度粗大，则晶界面积减少，当奥氏体晶粒由 7 级长大到 3 级时，晶界面积将减少 80%。奥氏体向珠光体、铁素体转变时，都是在晶界上生核长大，因此奥氏体晶粒愈粗大，生核的晶界面积愈小，奥氏体转变成珠光体或铁素体愈困难，而在低温时转变成马氏体较容易。可见奥氏体晶粒粗大有利于提高钢的淬透性。高温加热可提高淬透性，但高温加热淬火带来一连串的弊病，因而此法很少被人们采用。

3) 冶金质量对钢淬透性的影响　炼钢时必须进行脱氧。脱氧剂的品种和量形成不同的氧化物。用硅脱氧时，形成的氧化硅容易从钢液中去除。用铝脱氧时，则不易从钢液中去除，但它形成的细小的氧化铝在钢中可阻碍奥氏体晶粒长大，成为形成珠光体的结晶核心，因此降低钢的淬透性。

精炼钢的杂质元素少，纯净度高，因此与一般冶炼钢比较，淬透性高。

(4) 淬透性的应用

钢的淬透性这一特性对热处理工艺性影响很大。

1) 质量效应　所谓质量效应是指不同尺寸的工件淬火时，所获得的淬硬层深度不同，表面与心部力学性能有明显差异。因此也叫尺寸效应（Size·effect），或质量效应。不同钢种由于淬透性不同，质量效应也不同（见表 2.7-4）。零件尺寸不同，在同样的淬火条件下，表面和心部不同部位的冷却速度不同，其淬火结果必然有差异。最显著的是由于心部冷却速度不足，造成心部不完全淬火，回火以后其韧度、屈强化下降。淬透性高的钢质量效应小，同样尺寸的工件能获得较深的淬硬层。

当大型和超大型机电设备的零件尺寸愈来愈大，即使淬透性很高的钢种，也不能避免质量效应，所以，大型零件宁愿采用低合金钢和正火处理是安全的、经济的、合理的。

2) 按钢的淬透性选择钢材　热处理的根本目的是充分发挥钢材潜能，获得最佳的使用性能。按钢的淬透性特点来选择钢材，是设计和工艺常用的方法之一。

① 低淬透性钢　在中碳结构钢中，不用提高淬透性的如 Cr、Ni、Mo 等合金元素，尽量压低能提高淬透性的常规元素如 Si、Mn，或者适当加入能降低淬透性的元素如 Ti、Al，以降低钢的淬透性，这样的钢称为低淬透性钢，简称低淬钢。这一类钢主要用于小模数齿轮，通过相应的热处理工艺使齿轮的硬化层沿齿廓合理分布，而心部仍保持一定的强韧性。我国 YB/T 2009—1981《低淬透性含钛优质碳素结构钢》标准中列有 55Ti、60Ti、70Ti 三个钢号。

② 保证淬透性钢　由于钢的化学成分允许在一定的范围内波动，某些元素成分为上限或下限时，即使在相同的热处理条件下，其淬火结果可能也不一样，即有一定的分散性。如果要求性能一致，往往要调整回火工艺，这样做法不仅麻烦，而且不适合大批量生产，为此，钢厂提供一种淬火硬度保证在一个较小范围内的钢，即提供一定淬透性的钢（H 带的钢），来解决这一难题，这种钢被称作“保证淬透性钢”。我国（GB）与美国 SAE、日本 JIS 一样，在钢号后缀加一“H”。所以也叫 H 钢。如 45H、40CrH、20MnTiBAH 等。我国 GB 5216—1985 列有保证淬透性钢 15 种。

表 2.7-4　常用结构钢的质量效应

	钢　　号	零件最大截面尺寸/mm	
		油淬	水淬
调质钢	S30C（30）	—	30
	S40C（40）	—	35
	S50C（50）	—	40
	SMn433（35MnH）	30	45
	SCr435（35CrH）	40	55
	SCM435（35CrMoH）	60	80
	SCM445（45CrMoH）	70	—
	SNC836（36Ni3Cr）	80	—
	SNCM439（40CrNi2Mo）	70	—
	SNCM630（30Cr3Ni3Mo）	150	—
渗碳钢	SMnC420（20MnH）	30	—
	SCr420（20CrH）	35	—
	SCM420（20CrMo）	45	—
	SCM822（22CrNiMo）	55	—
	SNC815（12CrNi3）	60	—
	SNCM420（20CrNi2Mo）	40	—
	SNCM616（15CrNi3Mo）	130	—
	SNCM815（15CrNi4Mo）	90	—

注：钢号是日本 JIS 钢号，括号内是按 GB 标准表示方法相当于中国的钢号。

③ 硼钢的应用　硼钢是非常经济的钢种。所谓硼钢是指在钢中添加微量硼（质量分数 0.000 5～0.000 3%），可大幅度提高钢的淬透性。20 世纪中叶为节约合金，我国大力研制、生产、推广、应用硼钢，取得有益效果。现在汽车、拖拉机、机床等行业在生产中多有应用。

GB/T 3077—1999《合金结构钢》标准中，列有硼钢 13 种，在全部 81 个钢号占 16%。

④ 控制淬裂倾向　钢淬火时，尤其是在淬透情况下，容易产生裂纹，且与尺寸有关。所以都有一个淬裂的危险尺寸，根据一般经验总结，水淬时这个危险尺寸为 8～12 mm；油淬时，危险尺寸为 25～39 mm。图 2.7-21 是钢的碳含量-D_I-淬裂倾向的关系。因此，在设计零件时，其截面尺寸

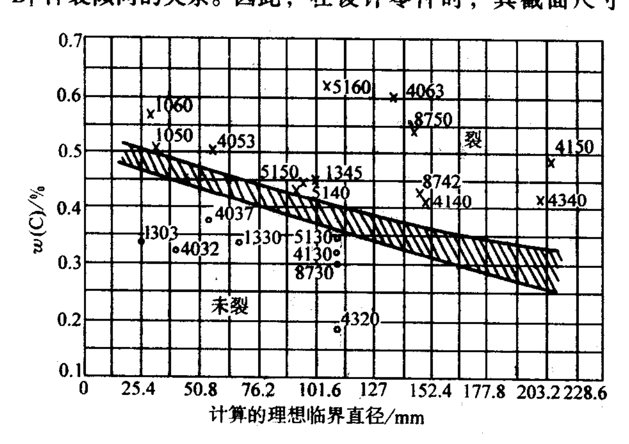


图 2.7-21　碳含量和理想临界直径（D_I）对淬火裂纹形成的影响

应避免这种危险尺寸。在热处理时，应选择合适的淬火剂。总而言之，淬透性好的钢，可以采用较缓和的淬火剂，对减少畸变、避免开裂是有利的。在设计零件和零件热处理时，利用钢的淬透性的应用场合还很多，如根据钢材和热处理技术要求（硬度）计算出所需零件截面尺寸；根据钢的淬透性曲线求热处理工件截面上的硬度及其分布情况；根据淬透性制定合理的热处理工艺，对热处理质量进行评估等等。

钢的淬透性对钢制零件热处理工艺性有重要影响。值得指出的是对于零件热处理工艺性而言，不是淬透性愈高愈好。如含 B 的渗碳钢（如 20MnMoB、20MnTiB 等）由于渗碳后渗碳层碳含量很高，再加上 B 的作用，渗碳后直接淬火，容易产生淬火裂纹。又如高合金模具钢（如高碳高铬型冷作模具钢 Cr12、Cr12MoV 等），冷却稍快，就会产生淬火裂纹，应采用热浴淬火、空冷淬火、低温淬火，防止过热和脱碳等措施。像保证淬透性钢（H 钢）、低淬透性钢和硼钢等以淬透性为特点的钢种，都是利用钢的淬透性这一特性达到改善热处理工艺性的目的。

在许多情况下低淬透性钢是可取的，只要热处理得当，可以获得最佳性能，即表面硬而心部韧，可以承受较大的冲击负荷，又有良好的耐磨性。

2.2.2　淬硬性

淬硬性是指钢在理想的淬火条件下淬火能获得的最高硬度，也称可硬性。淬硬性与钢的碳含量有关，在一定范围内碳含量增加，淬火后的硬度也随之升高。碳含量达 0.6%（质量分数）时，淬火钢的硬度可达最高值。

碳含量进一步增加，硬度提高不大。因为马氏体碳含量虽然增加可以提高硬度，但马氏体的溶碳量也有一定的限度，多余的碳以碳化物形态出现，对于某些钢而言残留奥氏体会增加，也使硬度降低。所以淬火钢的理论硬度值与实际硬度值是有差异的。对于零件热处理而言，关心的是实际硬度。在零件设计和提出热处理技术要求时，应注意两者的区别。

淬硬性和淬透性的关系密切，但这是两个不同的概念。淬火后硬度高（主要是被测件的表面硬度）不一定淬透性高，而淬火后硬度不高的钢也不一定淬透性低。低碳马氏体钢即为一例。反之低淬透性可以获得较高的硬度。

淬硬性可以引入误区的如下。

1）以为热处理就是淬火，淬火就是要获得高硬度，硬度愈高愈好，硬度高就表示质量高。岂知硬度与韧度、塑性是矛盾的，一般情况下，硬度、强度高，韧度和塑性就下降。而机器零件和某些工具需要硬度、强度与韧度、塑性良好地配合，尤其是两者不可兼得的情况下，片面追求高硬度就会引起许多热处理疵病，如畸变量剧增、开裂，需要用淬火烈度强的冷却介质，有些介质如盐水等带来锈蚀问题，或需要强烈的搅拌、窜动等等。

2）一般认为，硬度高，耐磨性好，这在一定的淬火硬度范围内是对的，耐磨性是一个很复杂的问题，磨损也有多种多样的磨损，笼统地把硬度与耐磨性成正比的关系推而广之，应用于一切情况下是不适宜的，这也许就是片面追求高硬度的原因之一。

3）一种钢或一个具体工件，它能达到的淬火最高硬度与最适宜的硬度是两个概念。如最常用的 45 钢，它的平均含碳量仅有 0.45%（质量分数），由于冶金因素和热处理工艺因素的影响，它有时也可淬硬到 60HRC 以上的高硬度，但如果设计要求 45 钢的淬火回火后的硬度达到 60HRC 以上，就不合适，甚至会被视为错误。

4）硬度是力学性能的一个代用特性指标，在设计图样上往往只提出硬度要求，即明确的质量要求，而不提出隐含的热处理质量要求，因此常常被误解为硬度是零件热处理的惟一技术要求。

5）硬度的测定方法有多种，不同的方法适用于不同的零件不同的场合，此点也常常被忽视而造成零件热处理工艺性问题。如渗氮零件，渗层很薄，设计要求洛氏 C 级硬度即 HRC 要求，由于大负荷压穿渗氮层，因此测量结果偏低，成为不合格品。在材料、工艺及其他方面找硬度低的原因，不可能有结果。应该按薄硬化层测定方法检验，就可明白是真的硬度偏低，或是硬度测量方法不正确造成的假的硬度偏低。

2.2.3　回火稳定性和热稳定性

回火稳定性是指淬火钢回火时抵抗软化的能力，也称回火抗力或抗回火性。热稳定性是指硬化后的钢在较高温度（600℃左右）长时间保持时抗软化的能力。对于在较高温下工作的零件这种特性非常重要，如热作模具钢零件、高温下工作的电站设备零件、高速切削刀具等。

回火稳定性或热稳定性通常以回火温度、时间与硬度的关系（通常称回火曲线）来表示。非合金钢（碳素钢）的回火稳定性很差，回火温度超过 150℃，硬度就开始下降，随着温度的升高，下降趋势明显。合金钢的回火稳定性较好，某些高合金钢还有二次硬化效应，即在某一温度范围回火，硬度不降反升。高速工具钢、热作模具钢就有这种特性。合金钢由于回火稳定性好，与碳钢相比，要回火到同样硬度，合金钢的回火温度要高，回火时间也较长。某些高合金钢要回火多次，充分回火对防止开裂，提高力学性能尤其是韧度极为重要。

2.2.4　钢的过热敏感性（奥氏体晶粒长大、过热、过烧）

钢加热超过临界点时，获得奥氏体组织，随着加热温度的升高和保温时间的延长，奥氏体晶粒会逐渐长大，不同的钢种，冶炼方法不同，奥氏体晶粒长大的倾向也不同。粗大的晶粒会提高钢的淬透性，但剧烈降低钢热处理后的冲击韧度，这是人们不希望的。特别是渗碳零件，渗碳温度比较高，加热时间长必须控制渗碳钢的晶粒长大倾向。

在任何一种具体的加热条件下所获得的实际晶粒大小（按标准进行评级）称为奥氏体的实际晶粒度。钢材加热得到的奥氏体晶粒，初始时细小，随着温度的升高和保温时间的延长，晶粒逐渐长大。这种长大的起始温度的高低和长大的速度，称为晶粒长大倾向。过热敏感实际上也就是奥氏体晶粒长大的倾向性。晶粒长大倾向性可分为两类，第一类晶粒长大倾向小，称为本质细晶粒钢；第二类晶粒长大倾向大，称为本质粗晶粒钢。本质粗晶粒钢热处理工艺性差。

钢中含 Mn、C、P 等元素促使奥氏体晶粒长大；W、Mo、Cr 等元素以及 Al、Ti、V、Zr、Nb 等微量元素降低奥氏体晶粒长大倾向。Al 作为脱氧剂加入钢中，形成 Al_2O_3，以微小颗粒存在于奥氏体晶粒边界，阻碍奥氏体晶粒长大。微量 V、Ti、Nb 等加入钢中形成的碳化物或氮化物也有阻碍奥氏体晶粒长大作用。所以高温加热热处理的钢种如渗碳钢，一般都适量加入这一类元素，如我国的常用渗碳钢 20CrMnTi 规定含 Ti 量为 0.04%～0.1%，德国常用渗碳钢（DIN）16-MnCr5、20MnCr5 等都规定 Al 含量为 0.02%～0.055%。在氧化性气氛中加热超过1 100℃，组织进一步恶化，形成魏氏体组织等反常组织。加热高于 1 200℃除组织剧烈粗化后晶界出现氧化物，进一步引起晶界溶化，称为过烧，是不可挽救的废品。

2.2.5　回火脆性

淬火钢回火时，钢的冲击韧度随回火温度的升高而升高。但是钢在某一温度段回火时或回火后缓冷时会发生冲击韧度下降的现象，称为回火脆性。一般把在 300℃左右回火时引起的冲击韧度下降现象叫做低温回火脆性，也叫第一类回火脆性、不可逆回火脆性。把在 500℃左右回火时引起的冲击韧度下降现象叫做高温回火脆性，也叫第二类回火脆性或可逆回火脆性，回火脆性与回火后的冷却速度有关。快速冷却时，不会发生回火脆性。一般认为钢中含磷、氮较高时促进低温回火脆性的发生；而含有 Al、Ti、Ni、B 元素时，可抑制低温回火脆性。高温回火脆性一般认为是由于 P、Sb 等杂质元素在原奥氏体晶界析出所致，Cr、Ni、Mn 等元素促进这种析出，所以促进高温回火脆性的发生；而 Mo、W 抑制 P、Sb 等杂质析出，所以有利于消除或减轻高温回火脆性。

钢的回火脆性既是钢的特性，也是回火缺陷。如果不注意防范，将使零件在服役条件下发生突然断裂。其防止措施如下。

1）在提出热处理技术要求时，应避免回火脆性区内。不可能避免时，应更换材料。

2）在高温回火脆性范围内回火时，应采用回火后快冷，或采用含 Mo 的钢种。

3）冶金质量高的钢，纯净度高，杂质少，含 S、P 低，有利于避免回火脆性，如电渣重熔钢（ESR 或 PESR）、真空重熔钢（VAR 或 VMR）等。

2.2.6　钢的氧化脱碳敏感性

热处理工件在加热过程中必然要与周围的介质接触和起作用，氧化和脱碳是工件与介质之间相应发生化学变化的结果，是热处理常见缺陷之一。介质控制是近代热处理需要控制的第三要素。介质对工件热处理的质量和工艺性影响很大。

氧化是工件在氧化性气氛和未脱碳的盐浴中加热时，气氛中的 O_2 与 Fe 发生化学反应形成 FeO、Fe_2O_3、Fe_3O_4 等氧化物，俗称氧化皮。氧化使工件表面粗糙，淬火时阻碍冷却介质与工件的热交换，降低冷却速度，形成软点、硬度不足等缺陷。

脱碳是钢中的碳（溶于奥氏体中的碳和形成碳化物的碳）被氧化烧损的现象。脱碳除了氧的作用外，水蒸气和二氧化碳也引起脱碳。在含有 0.05%水汽还原性气氛中，也会脱碳。脱碳改变了表层的化学成分，使工件淬火后硬度下降，畸变量增加，对工件淬火回火后的力学性能尤其是疲劳性能也有极坏的负面影响。对于渗氮工件，表面脱碳使渗氮层脆性增加。脱碳也是引起裂纹的主要原因，因为脱碳层相变延迟可产生巨大的拉应力。图 2.7-22 所示是脱碳对 SKD12 钢［相当于 A2（AISI）、Cr5Mo1V（GB）］模具零件淬裂的影响以及随淬火冷却强度的增大而加剧。该工件经检查，热处理工艺与工艺过程均正确无误，但凡是表面脱碳者均发生裂纹而无脱碳者均无裂纹。因脱碳而发生裂纹随淬火冷却强度的增大而加剧。

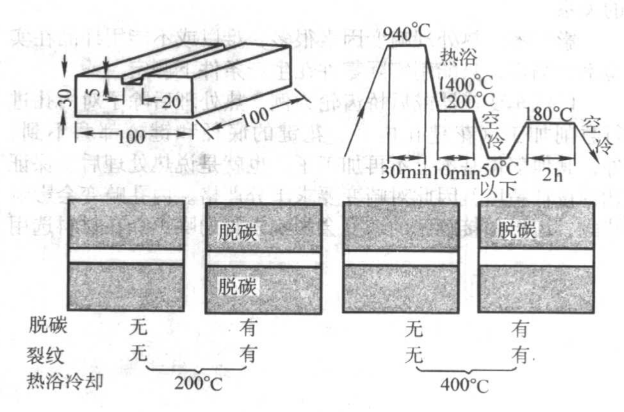


图 2.7-22　脱碳和冷却条件对 SKD12 钢淬裂的影响

又如 SKD61 钢［H13（AISI）、4Cr5MoSiV1（GB）］制的铝合金压铸模（尺寸为 100 mm × 300 mm × 400 mm），加工1 000件后即发生热裂，经检查，距表面 0.15 ~ 0.2 mm 范围内发现脱碳，裂纹是在工作过程中反复加热冷却所引起的热疲劳造成的。

为此，现代热处理已大都采用可控气氛炉、真空炉、脱氧干净的盐浴炉或流态床等先进热处理设备。

Si 对钢的氧化脱碳敏感性影响较大，故含 Si 钢如 9SiCr、4Cr5MoSiV1、4Cr5MoSiV 等钢氧化脱碳敏感性大，热处理时宜注意。

2.2.7 钢的热处理畸变和开裂倾向

（1）零件热处理畸变的概念

零件（工件）热处理畸变是热处理常见缺陷之一，是指零件经热处理后其形状、尺寸发生的变化，而这种变化有可能超过设计或工艺文件规定的允许范围，成为不合格品。零件热处理畸变是一个非常复杂的问题，它与零件结构形状、原材料和热处理工艺诸因素有关。许多热处理工作者穷尽毕生精力研究，至今也未彻底解决。

热处理畸变可以分为两大类：一是形状变化，二是尺寸变化。对于一个具体零件而言，除了极个别的特例外，一般都是两者的综合结果，难以区别何者为主，何者为次以及它们所占的比例。热处理畸变成因是加热冷却时的热应力和热处理相变时的组织应力。在制定热处理工艺和具体热处理操作时，利用这些规律，指导我们的工作是必要的，而且也是有成效的。但是，人们更关心的是畸变是否超差，是否成为不合格品，这就要与设计或工艺文件规定（有加工余量）的尺寸形状相比较。例如零件上有一个孔，在图样上标注有它的尺寸精度、形状精度（圆度、圆柱度），最终达到的精度要求通常是由磨削加工来完成，为了保证后续磨加工，热处理时都留有加工余量。热处理后，孔畸变了，但它的实际尺寸仍在工艺规定的允差范围内，也就是说它能磨加工达到图样上的设计要求。这种情况，在我们热处理行业内就说它“畸变”合格。反之，如果畸变量超过了工艺规定的偏差，必须通过校正、返修来挽救，否则就要报废。实际上还有圆度、圆柱度等形状变化。如果孔变成椭圆或变成喇叭状，不能达到设计的精度，也要判为不合格品。

（2）畸变的测量

零件热处理畸变要求比零件的精度、工件的机加工尺寸精度要求低得多，但目前大多数工厂的热处理畸变检测，如薄板类零件在平板上用塞尺检验平面度；轴类零件用顶尖或V形铁支撑两端，用百分表测其径向跳动；套筒和圆环类零件用百分表、游标卡尺、塞规、内径百分表、螺纹塞规等检验零件的外圆、内孔等尺寸。而特殊零件如齿轮、凸轮等的畸变、还没有专门检具。

（3）零件热处理畸变与零件精度、热处理工件加工余量的关系

影响零件热处理畸变因素很多，难以或不能用样品在实验室内测定，只能用实际零件在生产条件下测定。

以汽车变速器或后桥齿轮为例，热处理后除了对内孔进行磨削加工（花键孔内径、花键的底径和键槽都磨不到）外，其他部位基本上不再加工了。也就是说热处理后要保证达到设计精度，因此对畸变要求十分严格。内孔畸变会影响装配，齿形和接触区的畸变会影响齿轮的噪声。在材料选用方面，实践证明 20MnTiB 的畸变倾向性比常用的 20CrMnTi 大。但是经中心距检查、齿面接触情况检查、噪声检查等发现 20MnTiB 钢件热处理畸变规律性强，只要把加工尺寸作一定的修正，可以抵消部分热处理畸变来达到设计要求。此例说明，零件热处理畸变虽然复杂，当掌握了它们畸变规律后，通过冷热加工的配合，可以获得稳定的畸变规律，达到改善零件热处理工艺性的目的。

（4）热处理裂纹

热处理裂纹，俗称开裂，零件一旦出现裂纹，往往不可挽救而成为废品，小则造成经济损失，大则打乱整个生产秩序，如果漏检而装配到产品上后果更为严重。

热处理裂纹形成原因与变形相同，当内应力过大，超过材料强度极限，就会在应力集中处或薄弱处开裂。有些热处理裂纹还不是在热处理后立即暴露出来，在后续工序或放置过程中出现，则更为危险。

热处理裂纹形成的原因，大致可有下列几种，找到了形成裂纹的原因就不难采取措施加以防止。

1）加热过程中形成的裂纹，如升温速度过快，尤其是对导热性差的高合金钢、冶金质量差的钢、铸铁等尤应注意，必要时要预热。加热温度过高，由过热或过烧也会引起裂纹。

2）相变组织应力引起的裂纹。淬火裂纹即属此类，是最普遍的一种裂纹，应尽可能采用缓和的冷却剂，采用分级淬火工艺，零件形状应避免尖角等应力集中或截面厚薄相差悬殊等，合金钢零件淬火后应及时回火。

3）脱碳

钢的化学成分对钢的热处理开裂倾向性有决定性的作用。

碳含量和马氏体转变温度 M_s 对淬火裂纹倾向的影响示于图 2.7-23。由图可见，碳含量越高，马氏体转变温度 M_s 越低，越容易形成淬火裂纹。因为钢中碳含量越高，淬火时由奥氏体转变成马氏体时体积变化越大，产生的内应力越大，而且马氏体中碳含量越高越脆。马氏体转变温度越低越容易形成淬火裂纹，因为马氏体转变温度越低，马氏体自行回火效应越差，内应力消除作用越差，马氏体韧度提高越少，越容易形成淬火裂纹。

钢的碳含量越高，淬透性能越好，越容易形成淬火裂纹，因为淬透性能越好淬火时得到马氏体数量越多，而奥氏体转变成马氏体比转变成珠光体或贝氏体的体积变化大，转变成马氏体越多，体积变化越大，组织应力越大，越容易形成淬火裂纹。

碳含量、淬火冷却速度和钢的系列对淬火裂纹形成倾向的影响示于图 2.7-24。碳含量越高，冷却速度越快，越容易形成淬火裂纹。钢种对形成淬火裂纹也有影响，Mo 钢比 Cr 钢、Cr-Mo 钢和 Ni-Cr-Mo 钢的淬火裂纹形成倾向小。这是因为增加等量的淬透性能时，钼降低马氏体转变温度（M_s）的数值小，因此钼钢的淬火裂纹敏感性小。表 2.7-5 列出了几种合金元素对淬透性能和马氏体开始转变温度（M_s）的影响。

从图 2.7-24 可看出，当碳含量相同时，含钼的钢淬火裂纹形成的倾向小。由表 2.7-5 可看出钼对增加淬透性能的作用大而降低马氏体转变温度 M_s 的作用小，因此钼钢系列比其他钢系列的淬火裂纹形成倾向小。

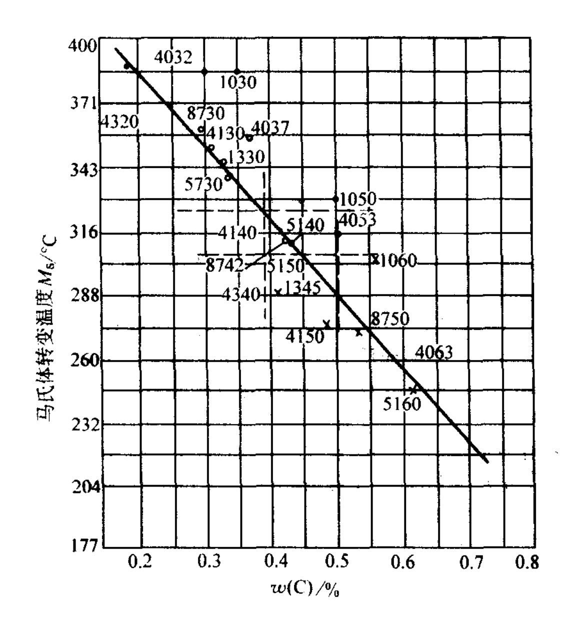


图 2.7-23　碳含量、马氏体转变温度（M_s）与淬火裂纹形成的关系

○—900℃（1 650℉）或 802℃（1 475℉）淬火未裂；

•—900℃（1 650℉）淬火开裂，802℃（1 475℉）淬火未裂；

×—900℃（1 650℉）或 802℃（1 475℉）淬火都裂

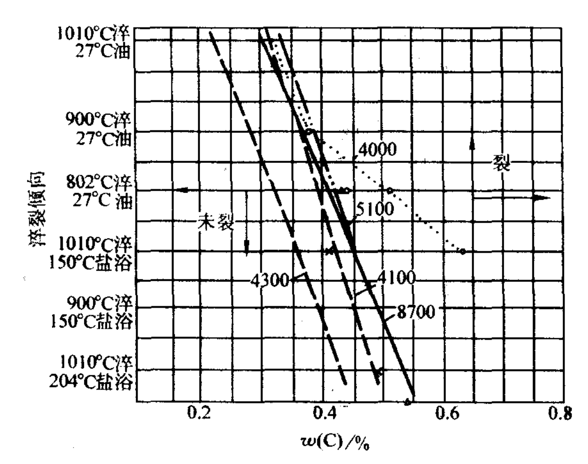


图 2.7-24　碳含量、淬火冷却剂（冷却速度）和钢种对淬火裂纹形成的影响

4300—Ni-Cr-Mo 钢；8700—低镍 Cr-Mo 钢；4000—Mo 钢；5100—Cr 钢；4100—Cr-Mo 钢

表 2.7-5　合金元素对淬透性能和 M_s 的影响

元　　素	Mn	V	Ni	Cr	Mo
每增加 1% 对 M_s 的影响	-40℃	-35℃	-17℃	-20℃	-10℃
每增加 0.1% 对淬透性能的影响（淬透性系数）	1.33	1.17	1.04	1.21	1.30

2.3　热处理工艺因素

2.3.1　零件热处理技术要求

设计热处理零件时，根据零件的使用性能要求提出合理的技术要求是设计的基本原则之一。体现设计经济性的原则之一是在满足零件使用性能的前提下，尽量降低技术要求，降低热处理技术要求也是其中之一，过高的技术要求是质量富裕，也是一种浪费。

热处理技术要求的严格性分两类：一是"零件"热处理技术要求；一是热处理"工件"技术要求。零件是产品的基本元素，是成品，零件热处理技术要求是由设计者提出，在零件图样上标注。热处理工件是零件的在制品，是零件加工过程中的生产对象。工件热处理时在不同的热处理阶段其形状、尺寸、要求是不同的。零件热处理时全部是工件，称热处理工件或热处理件。但是习惯上把零件和工件混为一谈，不作区别。零件热处理技术要求和热处理工件的技术要求在一般情况下是不相同的。如渗碳件的渗碳层深度和有效硬化层深度（DC），工件要求比零件深；调质零件图样上只提出淬火和高温回火后的硬度值，而调质工件不仅有回火后的硬度值，还应提出淬火后的硬度值（保证淬火后超过半马氏体硬度）。工件的热处理畸变允许量，比图样上零件的尺寸公差、形状公差都大。我们在讨论零件热处理工艺性时都是按照处理工件而言的。工件热处理技术要求是工艺师在热处理工艺文件上提出的。一般情况下，工艺文件上规定的热处理技术要求内容也比零件在图样上标注的内容要多，更详细、更完整，往往把热处理质量的隐含要求都作出规定，所以是对图样上热处理技术要求的补充和完善。由此可见，工艺文件本身就是改善零件热处理工艺性的一种手段。所以热处理工艺师必须理解设计意图，选择合适的热处理工艺来达到设计和工艺规定的技术要求。工件热处理技术要求的依据是零件图样上规定的要求，图样上常见的热处理技术要求影响热处理工艺性的举例如下。

（1）热处理技术要求不明确

图 2.7-25 所示零件为摇杆，从技术要求标注看可以理解为外表面全部要求表面硬化，但也可以理解为伸出的两端箭头指示处局部表面硬化。正确的方法应按 JB/T 8555 或 GB 131 规定，在需要局部淬硬的部位用点划线框出。又如图 2.7-26 的机床主轴。要求两段表面淬硬，但其左边一段长 80 mm 的位置标注不明确，这样给制定热处理工艺和施工带来困难。

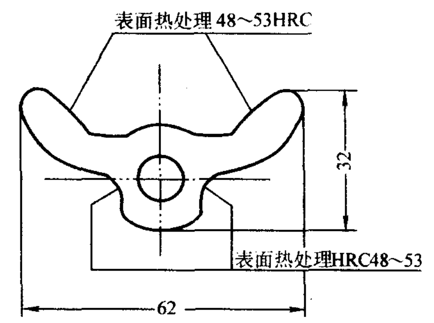


图 2.7-25　摇杆

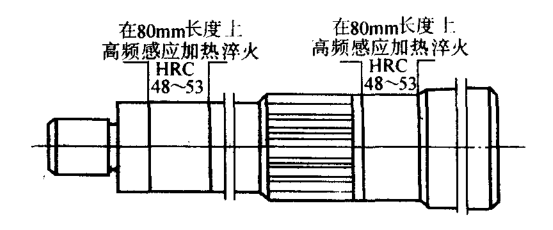


图 2.7-26　机床主轴

（2）热处理技术要求应准确和完整

图 2.7-27 所示是弧齿锥齿轮，采用 40Cr 钢高频感应加热淬火要求硬度 52^{+5}HRC。

高频感应加热淬火工艺有许多优点，但也有局限性。受

设备频率、功率、零件结构形状、生产批量等许多条件制约。弧齿锥齿轮采用普通高频设备（如250 kHz高频或80 kHz中频）都难以达到理想的仿齿形硬化分布效果，即工艺性很差。某厂设计师建议改用20Cr-S-G59（20Cr钢、渗碳、高频淬火、59HRC）或40Cr-D500（40Cr、渗氮、硬度500HV）或20Cr-D600（20Cr钢、渗氮、硬度600HV）。像这样的技术要求，叫工艺人员无所适从。它的要求到底是什么？高频感应加炉淬火52HRC合格，20Cr钢渗碳59HRC也行，渗氮后500~600HV都可以。而且渗氮层有效深度DN也没有提出来，说明设计者对该零件准确的技术要求心中无数。

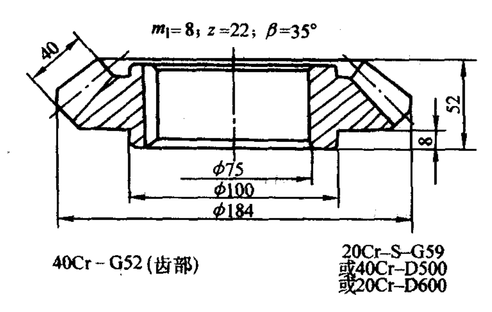


图2.7-27　弧齿锥齿轮

这种技术要求在更换材料或改变热处理工艺方法并套用原来的技术要求时经常发生。热处理工艺有许多种，各种工艺都有其特点，相应地适用于某钢种（如渗氮适用于渗氮钢，有最佳效果）以及达到何种最佳性能。某种工艺适用于某种类型的零件。有的可以互相替代，但大多数是不能替代的，随意更换，容易出错。

又如硬度是大多数零件的热处理技术要求，硬度的测量方法有多种（常用的有洛氏硬度、布氏硬度、维氏硬度、努氏硬度等等），它们依据的原理不同，测量方法不同，适用于不同场合。它们之间的差别有时很悬殊。在理论上它们没有简单准确的对应关系作为换算的基础。现在有一些换算经验公式或对照表，这只是根据对同类金属材料，在相同状态下和一定硬度范围内进行比较试验，在积累了大量数据以后，经过分析而归纳出来的经验关系，有一定的实用价值。但在不少情况下是不能互相替代的。如薄硬化层的渗氮零件，只能用维氏硬度、努氏硬度或表面洛氏硬度（负荷≤30 kgf）测定。若硬度要求标注大负荷的洛氏硬度HRC（C级，150 kgf），是不合适的。大负荷会把硬化层压穿，测量结果不可能正确。

表面硬化的化学热处理工艺，渗碳、渗氮应用最广，在技术要求中不提出硬化层深度是不对的。提得不准确、不合理也是不对的，硬化层不是越深越好，过深不仅浪费能源、工时，增加成本，延长生产周期，而且对性能（尤其是疲劳性能）有害。

不同材质零件的有效硬化层深度要求，各行业都有标准规定，可参考。

（3）热处理技术要求应合理

任何一个零件的尺寸和形状都有允许偏差，硬度或硬化层深度也有允差，任何一种测量方法的结果都有一个允许的误差。热处理技术要求的指标值也同样，在提出热处理技术指标值时，应该有一个合理的范围，既保证了零件的质量，又保证有一定的经济性（合格率）和测量方便。常规情况下设计或工艺提出的允差值均应在标准范围内。热处理技术要求的硬度允差，化学热处理渗层深度的允许误差值，在热处理工艺行业标准中均有规定，可供参考。

2.3.2　热处理工艺选择和热处理工序安排对零件热处理工艺性的影响

（1）热处理工艺选择

选择何种热处理工艺来满足设计在图样上提出的热处理技术要求是热处理工艺师应尽的职责。不同工艺都有它的特点和适用范围。要达到设计预期要求，可能有多种适应方法（工艺）。选择热处理工艺的基本原则如下。

1）工艺一定要结合实际生产的具体条件，即不能脱离客观实际，首先应在现有生产条件下选用，充分发挥原有生产设备的能力。

2）保证安全生产和保护环境卫生。热处理生产往往有易燃、易爆、有害介质等影响操作者人身安全的危险性。所以有害、有毒的热处理工艺即使有方法防范，也尽量避免采用。若要采用，一定要有可靠的安全防范措施（此时会增加许多附加费用）。此外，热处理工件的安全（不使出现返修品、废品）也是生产安全的内容。尤其是对于重要关键零件，生产周期长，价值很高，通常已加工到最后阶段，要采取安全可靠的工艺，不能冒险采用不成熟、质量效果不稳定、落后的工艺。环境保护和可持续发展的观念也必须树立。

3）能源危机威胁着工业的发展，热处理是耗能大户，所以应用节能热处理工艺。节能是广义的节能，除了热能外，水也是紧缺的能源之一。

4）采用的工艺在工艺控制、质量检测方法都应方便和可靠。

以上诸方面有的相辅相成，有的则相反，彼此有矛盾，此时，应以保证质量降低成本为准则。

（2）热处理工序安排

一个零件从原材料或毛坯到完成零件和装配要通过许多道次冷热加工工序，热处理工艺在整个工艺过程中如何安排，对零件工艺性有很大影响，不同零件在工艺过程中热处理工序安排是不同的。简单的只有一道工序，如重型机械的大型零件，以正火作为最终热处理；非调质塑料模具钢制的模具成形零件的渗氮处理。复杂的零件有几十道工序，如精密坐标镗床的刻线尺，为了保证它的精度保持性，为使内应力消除，每经过一次机械加工（切削或磨削），都要进行一次消除应力处理。T4280镗床的刻线尺，虽然采用了微变形的低膨胀合金4J58，但它的热处理工序多达27次。一般零件都要两次以上，简单淬硬工件的淬火后续工序必然要回火，如果加上清理防锈等辅助工序，则更多了。

1）渗氮零件，为了保证心部性能和良好的原始组织，一定要安排调质；为使渗氮畸变最小，渗氮前要安排消除应力退火。

2）高速工具钢或高合金模具钢制刀具或模具淬火加热前一定要安排一次或两次预热，淬火后要两次或多次回火。

3）感应加热表面淬火或火焰表面淬火零件，为保证心部性能和良好的原始组织，一般都要安排调质作为预先热处理。

4）热处理工序在整个零件加工工艺路线中的位置对热处理工艺性有影响，在热处理工艺路线中的安排，影响也很大。如精密零件或工具是否需要冷处理，冷处理安排在淬火后立即进行，效果较好，但对裂纹敏感性大的钢种，可以淬火后低温回火，然后再冷处理。虽然这样会使奥氏体稳定化，影响冷处理的效果，但比较安全，可减少冷处理开裂的危险性。

5）不仅热处理工序安排对工艺性有影响，工步安排对工艺性也有影响，如对多联齿轮高频淬火时，应先淬小齿

轮，后淬大齿轮；对于内外齿轮，应先淬内齿，后淬外齿，如图 2.7-28 和图 2.7-29。

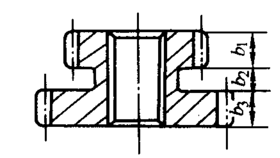


图 2.7-28 双连齿轮高频感应加热淬火

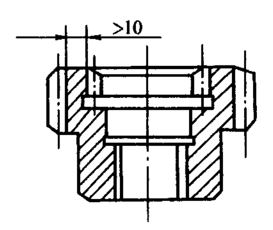


图 2.7-29 内外齿齿轮高频感应加热淬火

2.3.3 热处理设备、工艺装备对零件热处理工艺性的影响

热处理设备，是指完成热处理工艺过程的生产装置。热处理工艺装备简称热处理工装或工装，是指热处理生产过程中所用的各种工具的总称。设备和工装是实现工艺的最主要载体（手段）。随着热处理技术的发展，热处理新设备也获得了长足进步，从某种意义上看，热处理技术的发展，主要体现在设备的完善上。先进的热处理设备由初步的机械化、自动化发展到智能化、人性化阶段，工艺控制的精度和可靠性保证了热处理工艺质量和工件的热处理质量。如真空热处理设备、可控气氛炉、渗碳淬硬自动线、脉冲离子渗氮炉、不同功率不同频率的感应加热淬火装置等不一而足。这些设备有的可以气淬并通过调整气体压力、流量、喷射器位置和角度，使工件不同部位不同截面的冷却速度趋于同步、接近或一致，大大减少了工件畸变。有的可以完全避免工件的氧化脱碳，化学热处理渗层的碳、氮浓度及有效硬化层深度等能控制在需要范围内。有的由于高度自动化乃至可以达到准无人化程度，工件上了自动生产线，从预热、加热、保温、气氛控制和调节、冷却，一直到检测全过程在一条生产线上完成。总之由于热处理设备的完善，大大改变了零件热处理工艺性。

热处理工艺装备是热处理设备的辅助装置和工具，它能进一步强化设备的功能，保证工艺质量、生产安全、提高劳动生产率、保护环境、节约热处理工艺材料、减轻劳动强度、保护热处理工件不受损伤、缩短热处理生产周期等等诸多好处，因此对提高零件热处理工艺性起到重要作用。

热处理工艺装备一般分通用工装、专用工装和标准工装三大类。无论哪一类工装，均应达到下列基本的要求：

1）确实能发挥工装的作用；

2）尽可能采用通用工装和标准工装；

3）结构应轻巧、制造方便成本低、装卸迅速容易、使用寿命长、安全可靠；

4）应能耗小。如工件加热而工装不加热，工件冷却工装不冷却。

5）便于保管、维修。

6）工装系数应与生产批量相适应。工装系数是指热处理工装数量与热处理工件总量之比，以控制生产准备成本和周期。

2.4 影响零件热处理工艺性的其他因素

1）产品和零件生产的类型和规模 众所周知，零件的热处理工艺，在试制阶段，小批量生产或大批量生产阶段的工艺是不一样的。每一阶段转换都应总结经验，采取进一步降低成本提高质量的措施，必要时要反馈给设计和主管工艺，修改设计和热处理技术要求或改变零件加工工艺或路线。

2）工艺人员和操作工人的素质 施工人员的素质，也会影响零件热处理工艺性。素质的内涵丰富，包括他们掌握的知识、技能、职业道德、接受教育和培训程度等等。有的企业，在工艺文件上，特别注明操作工人在作某一工艺操作时应具备的技术等级或必须通过操作许可上岗的证件。热处理操作方法对工件热处理工艺性的影响见图 2.7-30 和图 2.7-31 及表 2.7-6。

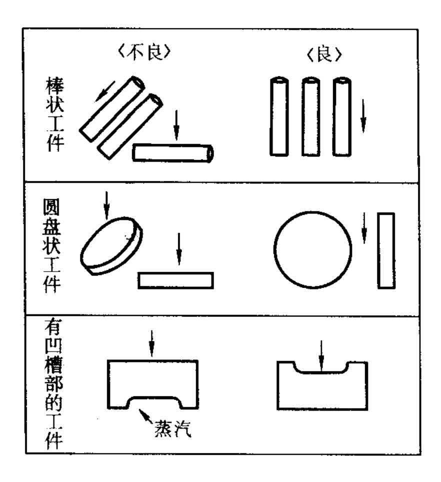


图 2.7-30 工件投入淬火介质的方式

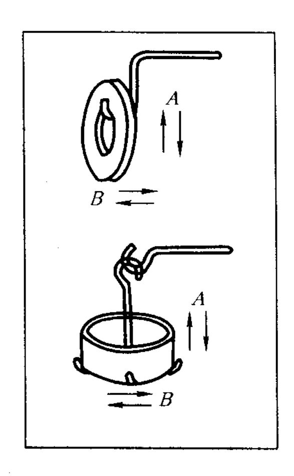


图 2.7-31 工件在淬火介质中的摆动方法

A—正确；*B*—不正确

3）热处理工艺材料的品质和选用 热处理工艺材料对热处理工艺和工件热处理质量有重要影响。如热处理用盐、渗碳用煤油。渗氮用液氨、淬火冷却介质等。

表 2.7-6　热处理操作方法改善工艺性的举例

措施及方法	实　例　说　明	
堵塞	石棉、耐火泥	用石棉、耐火泥将一些非工作孔、型腔或截面尺寸剧烈变化容易开裂的部位堵塞，使其冷却减慢
绑扎	铁皮	在截面变化悬殊处用铁丝、石棉、耐火泥或铁皮加以绑扎，使该处冷却减慢。如此该处硬度会降低，只适合于该处不淬硬，不影响零件功能和寿命时采用
机械固定		对于易畸变的槽形零件，如有可能时，可用螺栓或焊接方法（热处理后切开）固定，此螺栓就是工艺性措施
合理的吊孔	铁丝　铁丝 错误　正确	使零件重量不集中在某几个孔眼，而均匀地分布在两边吊扎的铁丝上，这样可以减少零件热处理时在高温下因自身重量而引起畸变
适宜的装炉加热方法	电极 不正确 正确　工件	薄而长形的零件在盐浴中加热，应使其宽的一边垂直于电极平面，避免盐浴通电时，熔盐翻滚剧烈冲击工件造成额外畸变。此外，对薄边而结构复杂零件，可采用比正常温度高 20～30℃入炉，切断电源后加热，以免通电时盐浴翻滚引起翘曲变形
正确选择冷却和运动方向	A　B	槽形的零件淬入冷却介质时，将 *A* 面靠近介质槽壁冷却，由于 *A* 面与介质槽壁之间距离很小，使该部分介质温度迅速升高，冷却减慢，缩小了 *A*、*B* 两面的温差，力求使两面冷却均匀。这需要很高的操作技巧和丰富的实践经验

4）热处理生产管理、技术管理和质量管理　我国热处理工艺技术的发展和我国工业发展一样，经历了全面学习前苏联到现在逐步与国际接轨，这个过程是漫长而曲折的，至今还不十分完善。热处理生产中的许多问题，归根到底，许多是管理问题。现在正逐步走上正轨。

5）严格执行和贯彻热处理标准和热处理标准化工作　标准化工作的意义和作用是众所周知的，热处理工艺作业应按标准规定执行。

3　改善零件热处理工艺的根本途径

1）树立正确的工艺性观念　改善产品设计的工艺性包括热处理工艺性最根本的途径是要求设计人员提高对工艺性的认识。一是概念清楚；二是对工艺性在产品和零件的设计、制造过程中的作用足够的重视。产品、零部件的工艺性要从工艺性在生产企业中的重要性来理解。长期以来，我国重设计、轻工艺的观念需要彻底改变。众所周知工艺是实现设计的重要手段之一，所以工艺与设计的关系非常密切，工艺人员应千方百计地为实现设计、达到设计要求而努力。但两者存在着矛盾。设计人员为了完善零部件的功能和提高产品质量，提出的技术要求愈来愈严格。而工艺为了便于制造，降低生产成本总希望降低要求。一般而言，工艺应该满足设计要求。然而，相当多的热处理工艺性问题是由于设计人员不熟悉热处理工艺，或者由于设计人员的疏忽，也可能是设计人员生搬硬套甚至盲目抄袭参考资料所造成，致使设

计不适合我国或本企业的生产条件或在图样工艺性审查时增加工作量。可见只有设计人员树立正确的设计指导思想，才能重视和解决工艺性问题，提高零件热处理工艺性。

2）依靠科技进步　从技术角度而言，改善零件热处理工艺性要依靠科技进步，利用新技术、新工艺、新装备来提高热处理技术水平。这方面的实例是很多的，如采用不热处理或简单热处理的新材料如非调质钢、粉末冶金材料、有机高分子材料、无机非金属材料、复合材料等。热处理新工艺有离子渗氮、真空热处理、可控气氛热处理等等。需要指出的是，科技进步不局限于热处理范围内的技术进步，更重要和更多的是整个科技进步对热处理的影响，为热处理所用。如原材料领域，微合金非调质钢、易切削钢、高淬透性钢、低淬透性钢和保证淬透性钢等新钢种的开发与应用。冶金技术的进步采用各种精炼方法，提高钢的纯净度和碳化物均匀度，减少夹杂物，使钢的热处理工艺性大大提高。有些缺陷如夹杂物和碳化物不均匀等，利用热处理方法是难以彻底改变的，必须在冶金技术源头上改善，以提高热处理工艺性。

现代测试手段的准确、精密、方便也使零件热处理在测温、控温、自动化程度和精密控制成为可能。现代热处理的进步是对第三工艺要素（过去是温度与时间、加热和冷却）介质与工件的关系得到有效的利用和控制。新的生产设备和工艺设备，改变了千百年来热处理主要以手工操作为主的生产方式。凡此种种都是改善零件热处理工艺性的根本。没有科技进步，不利用科技进步，零件热处理工艺性很难有大的改善。

3）设计人员充实工艺知识，熟悉和结合生产实际条件　零件热处理工艺性是一个涉及面很广而且较为复杂的问题。以往，我国在人才培养方面存在专业分工过细，知识面太窄的弊病。因此，即使设计人员主观上想提高零件热处理工艺性，往往感到力不从心。因此，除了进行教育改革外，设计人员在工作中应自觉积极地拓宽知识面，不断地学习。本章是根据热处理工艺的特点在结合前人经验的基础上提供给设计人员参考的。

4）设计人员与热处理工艺人员应密切合作　要求设计人员精通热处理各种工艺是不现实的。因此，需要两方面人员的密切合作的工艺性审查是解决设计中工艺性问题的重要环节之一。在工艺性审查过程中，各工种工艺人员不仅能了解产品结构和技术要求，理解设计意图，更好地配合设计人员完善设计，更应积极地为实现设计、达到设计要求而努力。那种“以邻为壑”，把方便留给自己，把困难推给别人的不良作风是不利于提高设计工艺性的。所以在一个管理不善，作风不正的企业里，最高明的设计师和工艺师都无能为力。事实证明，只要设计人员与热处理工艺人员密切合作，一般问题都能迎刃而解。

5）改善工艺性要有规章制度来保证　改善零件工艺性，只有设计人员的良好愿望还不够，还需要有关的法规，有完善的规章制度加以保证。建国以来，特别是近年来，随着我国机电工业的发展，我国的科技法规、管理水平也日益完善。如《标准化法》、《产品质量法》以及制定的各类国家标准、行业标准和企业标准。标准化工作无疑是改善工艺性的有效方法之一。但标准化水平的提高，除了设计和工艺人员重视和严格贯彻实施外，还有赖于国家的标准化工作和水平。企业应有完善的质量保证体系。我国已建立起完善的热处理标准体系和相关标准，对改善零件热处理工艺性起到了良好的作用。

6）简单化　简化设计，是设计工作应遵循的重要原则之一。在满足适用性、可靠性的前提下，设计成简单的形状、结构，采用价廉易得的材料或毛坯，用简单的设备和工具等，其工艺性必然是好的。

编写：火树鹏（江苏工业大学）

第8章 材料热处理缺陷、预防和修正

1 概述

热处理通过加热和冷却，使零件获得适应工作条件需要的使用性能，达到充分发挥材料潜力、提高产品质量、延长使用寿命的目的。如果出现热处理缺陷，热处理就无法达到预期的目的，成为不合格品或废品，造成经济损失；如果热处理缺陷不能及时发现，带有缺陷的零件或产品投入使用，可能引起重大事故，工程上这类事件时有发生。由于热处理是通过改变材料内部微观组织结构，达到零件宏观性能要求的特种工艺，所以热处理缺陷除一部分是宏观的，大部分是微观的，必须使用仪器检查，给热处理缺陷检查和发现带来困难。另一方面，热处理属于批量连续生产，一旦发生热处理缺陷，一般情况涉及范围都比较大，因此，热处理缺陷是危害性大的缺陷，应大力防止产生这类缺陷。

热处理缺陷一般按缺陷性质分类，主要包括热处理裂纹、畸变、残余应力、组织不合格、性能不合格、脆性及其他缺陷等七大类，如表2.8-1所示。

热处理缺陷中最危险的是裂纹，一般称之为第一类热处理缺陷。它属于不可挽救的缺陷，一般只能将裂纹零件报废处理，如果漏检带到使用中去，很容易扩展引起突然断裂，造成重大事故，所以热处理生产中要特别注意设法避免产生裂纹，并严格检查，防止漏检。

热处理畸变是最常见的热处理缺陷，淬火畸变占淬火缺陷的40%~50%，一般称之为第二类热处理缺陷。虽然热处理畸变一般可用校正法修复，但耗时费工，经济损失严重，所以在热处理生产中要认真研究变形规律，尽量设法减少或避免畸变。

残余应力、组织不合格、性能不合格、脆性及其他缺陷，从发生频率及严重性来讲，相对裂纹和畸变，属于第三位，一般统称为第三类热处理缺陷。这类缺陷的特点是一般需用专门仪器和方法来检测，漏检可能性较大，对使用带来较大的潜在危害，所以在热处理生产中要特别重视全面质量控制，加强检验，减少这类缺陷，严防漏检。

表2.8-1 热处理缺陷分类

缺陷类别	热处理缺陷名称
裂纹	淬火裂纹、放置裂纹、延迟裂纹、回火裂纹、时效裂纹、冷处理裂纹、感应加热淬火裂纹、火焰加热淬火裂纹、剥落、分层、鼓包、磨削裂纹、电镀裂纹
畸变	尺寸变形：胀大、缩小、伸长、缩短 形状畸变：弯曲、扭曲、翘曲 微小变形
残余应力	组织应力 热应力 综合应力
组织不合格	氧化、脱碳、过热、过烧、粗晶、魏氏组织、碳化物石墨化、网状碳化物、共晶组织、萘状断口、石状断口、鳞状断口、球化组织不良、反常组织、内氧化、黑色组织、渗碳层碳化物过多及大块状或网状分布、残留奥氏体过多、马氏体粗大、渗氮前组织铁素体过多、渗氮白层、渗氮化合物层疏松、针状组织、网状和脉状氮化物、渗硼层非正常组织、硼化层孔洞、螺旋状回火带
性能不合格	硬度不合格、软点、硬度不均匀、拉伸性能不合格、持久蠕变性能不合格、疲劳性能不良、耐腐蚀性能不良、渗碳表面硬度不足和心部硬度不合格、渗氮表面硬度不足和心部硬度不合格、感应加热淬火硬度不足和不均匀、火焰加热淬火硬度不足和不均匀
脆性	退火脆性、回火脆性、氢脆、σ脆性、300℃脆性、渗碳层剥落、渗氮层脆性、渗氮层剥落、渗硼层脆性、低温脆性
其他缺陷	化学热处理和表面热处理的硬化层深度不合格，真空热处理和保护热处理的表面不光亮与氧化色、表面增碳或增氮、表面合金元素贫化和粘连，铝合金热处理的高温氧化、起泡、包铝板铜扩散、腐蚀或耐腐蚀性能降低，镁合金热处理的熔孔、表面氧化、晶粒畸形长大、化学氧化着色不良，钛合金热处理的渗氢、表面氧化色，铜合金热处理的黑斑点、黄铜脱锌、纯铜氢脆，铍青铜淬火失色、粘连，高温合金热处理的晶间氧化、表面成分变化、腐蚀点和腐蚀坑、粗大晶粒或混合晶粒

热处理缺陷产生的原因是多方面的，概括起来可分为热处理前、热处理中、热处理后三方面的原因。

热处理前可能因设计不良、原材料或毛坯缺陷等原因，热处理时产生或扩展成热处理缺陷，其责任不在热处理。零件设计中可能因选材不当、热处理技术要求不合适、截面急剧变化、锐角过渡、打标记处应力集中等不合理设计，导致

热处理缺陷。原材料各种缺陷及热处理前各种加工工序缺陷，在热处理时也可导致热处理缺陷。可能导致热处理缺陷的原材料缺陷有化学成分波动和不均匀、杂质元素偏多、严重偏析、非金属夹杂物、疏松、带状组织、折痕、发纹、白点、微裂纹、氧化脱碳、划痕等；可能导致热处理缺陷的铸造、锻造、焊接、机械加工的缺陷主要有裂纹、组织不良、外观缺陷等。

热处理后，因后续加工工序不当或使用不当，还可能产生与热处理有联系的缺陷，这些缺陷的责任不完全在热处理。后续加工工序不当可能产生的与热处理有关的缺陷有：磨削裂纹、磨削烧伤、磨削淬火、电火花加工裂纹、电镀或酸洗脆性等；使用不当可能产生与热处理有关的缺陷有：应力集中过大产生裂纹、使用温度过高产生热裂或畸变、修补裂纹等。

热处理中产生的缺陷的原因可能有工艺不当、操作不当、设备和环境条件不合适等。各种热处理工艺、由于加热、冷却条件不同，产生的缺陷也不完全相同，主要热处理工艺常见缺陷如表 2.8-2 所示。

表 2.8-2　各种热处理工艺常见缺陷

热处理类型	热处理工艺	常　见　缺　陷
整体热处理	退火与正火	软化不充分，退火脆性，渗碳体石墨化，氧化，脱碳，过热，过烧，魏氏组织，网状碳化物，球化组织不良，萘状断口，石状断口，反常组织
	淬火	淬火裂纹，淬火畸变，硬化不充分，软点，氧化，脱碳，过热，过烧，鳞状断口，表面腐蚀，放置裂纹，放置畸变
	回火	回火裂纹，回火脆性，回火畸变，性能不合格，表面腐蚀，残余应力过大
	冷处理	冷处理裂纹，冷处理畸变，冷处理不充分
化学热处理	渗碳与碳氮共渗	渗碳过度，反常组织，渗碳不均匀，内氧化，剥落，表面硬度不足，表面碳化物不合格，心部组织不合格，渗碳层深度不足，心部硬度不合格，表面硬度不足，表面脱碳
	渗氮与氮碳共渗	白层，剥落，渗层硬度低及软点，渗层深度不足，渗层网状或脉冲组织，变形，心部硬度低，渗层脆性，耐蚀性差，表面氧化
	渗金属	渗层过厚或不足，漏渗，渗层损伤，氧化，腐蚀，渗层分层，鼓包
表面热处理	感应加热	畸变，裂纹，表面硬度过高、过低、不均，硬化层不足，烧伤，晶粒粗化（过热），螺旋状回火带
	火焰加热	畸变，裂纹，过热，过烧，表面硬度不合格，硬化层深度不足
特种热处理	真空热处理	表面合金元素贫化，表面增碳或增氮，表面不光亮，淬火硬度不足，表面晶粒长大，粘连
	保护热处理	表面增碳或增氮，表面不光亮，氢脆，表面腐蚀，氧化，脱碳
非铁金属合金热处理	铝合金热处理	高温氧化，起泡，包铝板铜扩散，腐蚀或耐蚀性能降低，力学性能不合格，过烧，翘曲，裂纹，粗大晶粒
	镁合金热处理	熔孔，表面氧化，晶粒畸形长大，化学氧化着色不良，变形，力学性能不合格
	钛合金热处理	渗氢，表面氧化色，过热，过烧，力学性能不合格
	铜合金热处理	黑斑点，黄铜脱锌，纯铜氢脆，铍青铜淬火失色，粘连，淬火硬度不足，硬度不均匀，过热，过烧
	高温合金热处理	晶间氧化，表面成分变化，腐蚀点和腐蚀坑，粗大晶粒或混合晶粒，氧化剥落，翘曲，裂纹，过热，过烧，硬度不合格，力学性能不合格

热处理缺陷种类繁多，产生的原因多种多样，因此，为了防止热处理缺陷发生，要从与热处理有关的多方面着手解

决，对基础条件和热处理前、热处理中、热处理后各个相关环节进行控制，这就是要对热处理全过程进行全面质量控制，如图2.8-1所示。

实行热处理全面质量控制就是实行以预防为主、预防与检验相结合的主动控制质量保证模式，把重点转移到质量形成过程的控制上来，把热处理缺陷消除在质量形成过程中，从而确保热处理质量，确保产品性能、安全和寿命。

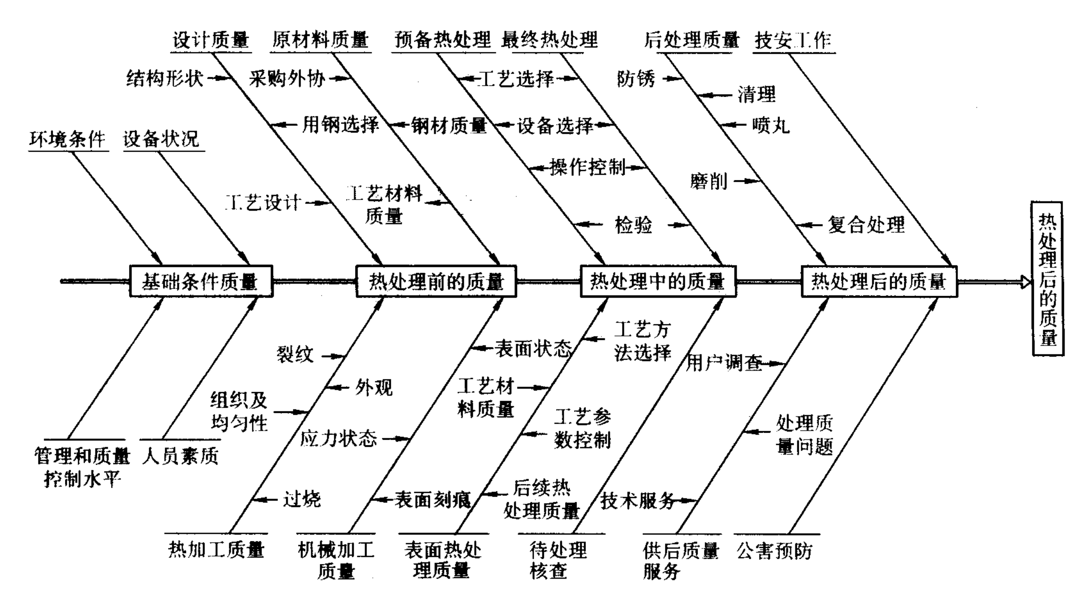


图2.8-1　热处理全面质量控制内容

2　热处理裂纹

热处理是使金属零件改善性能，提高产品使用寿命和可靠性，充分发挥材料潜力的重要工艺方法，但是零件一旦产生裂纹，则产品将不得不报废，造成很大经济损失。在热处理的全过程中，淬火加热、冷却、回火、冷处理、时效及化学热处理等工序中，如果某些因素（设计、工艺、设备、操作等）不当，均有可能产生裂纹；此外，热处理潜在隐患还可能在后工序中（如磨削、电镀等）产生裂纹。因此了解热处理裂纹形成的机理，掌握影响裂纹的诸多因素，提出防止各种热处理裂纹的措施，在生产实际中有着重大的意义。

2.1　热处理裂纹形成的机理

热处理裂纹是指同热处理工艺过程相关的宏观裂纹。如同任何断裂过程一样，它包含裂纹的萌生（或原来就存在的微裂纹、非金属夹杂物、铸态树枝晶、铸铁的石墨等）和裂纹的成长过程，不同的是由于热处理裂纹是在内应力下产生的裂纹，裂纹发展到一定程度则引起断裂。

金属断裂的理论研究表明：任何应力状态都可以用切应力和正应力表示。这两种应力对变形和断裂起着不同的作用。只有切应力才可以引起金属发生塑性变形，因为切应力是位错的推动力。而正应力则只影响断裂的发展过程，因为只有拉应力才促使裂纹扩展。同时，裂纹的形成同材料的裂纹萌生抗力（断裂开始抗力）、裂纹扩展抗力及正应力的大小有关。简言之，裂纹形成同拉应力和材料的脆断强度（S_K）有关。这种拉应力在热处理时主要反应是内应力。因此在研究或分析热处理裂纹时一定要抓住这两方面。从图2.8-2可以看出，热处理过程中当$\sigma_{内} > S_K$，即拉应力大于材料的脆断强度时则在热处理过程即出现裂纹（即在1区）。

当$\sigma_{内} \approx S_K$时，即拉应力与材料断裂抗力相等时，热处理后也立即出现裂纹。

当$\sigma_{内} < S_K$，但内应力与S_K接近时（即在2区内），热处理后经过一段时间，也可能出现裂纹，如果工艺措施得当（如及时回火等），也可能不出现裂纹。

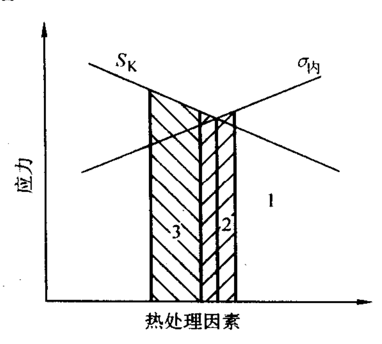


图2.8-2　热处理因素对热处理裂纹形成的影响

当$\sigma_{内} \ll S_K$，即内应力远远小于材料的断裂抗力时，裂纹不会发生（即在3区）。

如上所述，在分析热处理裂纹时，我们要紧紧把握内应力和脆断强度这两个主要因素。凡能提高材料脆断抗力的一切因素，则可减小热处理裂纹趋向，凡增大工件拉应力的因素，则增大裂纹趋向；反之亦然。同时不能孤立的分析拉应力和脆断抗力，我们必须将两个主要因素进行综合分析，从而提出解决防止热处理裂纹的措施。

绝大多数热处理裂纹的断口属于脆性断裂，断口具有灰亮色的金属光泽，且没有宏观塑性变形，扫描电镜下可以看到准解理断裂的特征。

2.2　加热不当形成的裂纹

热处理加热过程中由于升温速度过快、表面增碳或脱碳、过热或过烧、含氢气氛中加热氢脆等，均可能形成加热裂纹。

2.2.1　升温速度过快引起的裂纹

灰铸铁、合金铸铁、高锰钢、高合金钢铸件，在铸造时由于结晶过程的不同时性必然形成成分不均匀、组织不均匀；铸铁的石墨从微观上看可以认为是未发展的裂纹，铸态材料的非金属夹杂物、铸态高锰钢中硬而脆的碳化物相、高合金铸钢中成分偏析和疏松等缺陷的存在，以及高合金钢导

热性差等因素，在大型工件快速加热时，可能形成较大的应力，从而出现开裂。

对于截面厚度相差很大或结构复杂的灰铸铁件、合金铸铁件，在进行退火或其他热处理时，必须控制装炉温度和升温速度，否则容易引起开裂。

2.2.2　表面增碳或脱碳引起的裂纹

合金钢零件在以碳氢化合物为气源的保护气氛炉（或可控气氛炉）中进行热处理加热时，由于操作不当或失控，炉内碳势增高，可使得加热的工件表面碳含量超过工件的原始碳含量。在随后的热处理时，操作者仍按原钢种的工艺规程进行淬火，从而产生淬火裂纹。虽然裂纹性质属于淬火裂纹，但裂纹产生的原因确系加热不当造成。

20SiMn2MoV 是大截面低碳马氏体用钢，正常淬火是900℃加热水淬。为了防止表面脱碳，用 20SiMn2MoV 钢制造的大型零件，在井式渗碳炉中用甲醇裂解气进行保护，在900℃加热 2 h 后水淬，淬火后发现裂纹，经化学分析，表面碳的质量分数达 0.6%。详细分析后发现，这种开裂仅发生在前炉为气体渗碳的炉次，在接着进行保护气氛加热淬火情况下，由于保护淬火加热前对马弗罐的炭黑未做认真清理，虽然甲醇裂解气的碳势较低，但炉中残留的炭黑同甲醇裂解气作用使得 CO 含量升高，从而产生渗碳作用，引起工件增碳。20SiMn2MoV 钢本身淬透性较高，当碳的质量分数上升到 0.5% ~ 0.6% 时，碳和合金的联合作用，使得淬裂趋向增大。

在高锰钢（如 Mn13）的铸件热处理时，工件表面出现裂纹。金相分析发现表层有马氏体，表层裂纹系马氏体转变所成。经化学分析表明，表层发生脱碳、脱锰，在水韧处理后，表面脱锰层不能保证获得奥氏体状态，在快冷时，必然发生奥氏体向马氏体转变。这是由于在氧化性气氛中长期加热产生的。

低合金工具钢、高速钢在热处理加热时，如果表面产生脱碳，也有可能产生裂纹。

2.2.3　过热或过烧引起的裂纹

高速钢、不锈钢工件，因淬火加热温度较高，一旦加热温度失控，很容易造成过热或过烧，从而引起热处理裂纹。

有时高速钢刀具经轻微振动或移动，即产生断裂。显微分析发现，这些刀具表面有许多裂纹，显微组织中有一定数量的共晶莱氏体，呈尖角状，有局部熔化现象，如图 2.8-3 所示。高速钢以 W18Cr4V 正常淬火加热温度（1 280 ± 10)℃，一旦仪表失控，温度到 1 300℃以上，则可产生晶界熔化，引起过烧，造成产品报废。

图 2.8-3　W18Cr4V 钢淬火过烧的莱氏体

2.2.4　在含氢气氛中加热引起的氢致裂纹

近年来，人们多次发现气体渗碳、碳氮共渗或保护热处理的工件产生放置开裂、装配断裂和使用过程断裂现象。断口分析表明，断口为沿晶断裂和准解理断裂，晶面出现非常细小的爪状撕裂线。裂纹既沿晶发展，又沿板条马氏体束发展，属沿晶和穿晶的混合断裂，并有较多的二次裂纹，这些都是氢致裂纹的典型特征。进一步分析证明，断裂属于延迟断裂。

大家知道，产生氢脆一般必须具有三个基本条件：①有足够的氢；②有对氢敏感的金相组织；③有足够的三向拉应力存在。

渗碳、碳氮共渗、保护气氛加热所用的气氛中，都含有大量的氢气，无论是排气阶段还是强渗阶段，炉气中存在着大量的可被工件表面吸附的活性氢原子，工件在此气氛下长时间保温，必然有渗氢现象。非金属夹杂物等缺陷又易捕获氢，使氢在夹杂物等缺陷处含量增高。

不同显微组织对氢脆的敏感性大致按如下次序增加：铁素体或珠光体，贝氏体，低碳马氏体，马氏体和贝氏体的混合物，孪晶马氏体。渗碳淬火组织中具有较敏感的显微组织。

应力测试表明，延迟断裂的零件处于三向拉应力状态。从断裂部位看，它发生在应力集中很大的螺纹根部，螺纹退刀槽与花键连接处，或在花键的齿部与底圆的过渡处，或者发生在不同成分、组织各部分的交界处。

为了消除氢脆可采用以下措施。

1）脱氢处理，碳氮共渗后零件进行空冷，再进行加热（860℃）油淬，随后 180℃回火 2 h，经该工艺处理后，断面收缩率已恢复到原来水平，这是由于氢在重新加热中逸出，氢脆现象消失。

2）除氢处理，试验研究表明，随着 180 ~ 190℃除氢保温时间的增加，断面收缩率上升，保温 8 h，断面收缩率基本恢复。在实际生产中应采用 8 h 以上的除氢处理，方可消除氢的影响。

2.3　淬火裂纹

淬火裂纹系宏观裂纹，主要由宏观应力引起。在实际生产中，钢制工件常由于结构设计不合理、钢材选择不当、淬火温度控制不正确、淬火冷速不合适等因素，一方面增大淬火内应力，会使已形成的淬火显微裂纹扩展，形成宏观的淬火裂纹，另一方面，由于增大了显微裂纹的敏感度，增加了显微裂纹的数量，降低了钢材的脆断抗力 S_K，从而增大淬火裂纹的形成可能性。

淬火裂纹宏观上呈断续串联分布。光学显微镜下观察，淬火裂纹通常表现为纤细、刚健有力、尾端尖细、有断续状的细小尾巴，主裂纹两侧往往有微小的次生裂纹，裂纹以穿晶为主，也有沿晶或混晶，裂纹两侧无脱碳现象。淬火裂纹断口无氧化色，常伴有淬火油、水或盐的痕迹，以解理断裂为主。

由于裂纹形成的原因和情况不同，它在钢件中分布型式不同，最常见的淬火裂纹基本类型如图 2.8-4 所示。通常分纵向裂纹、横向裂纹、网状裂纹和剥离裂纹四种。

此外还有应力集中裂纹和过热淬火裂纹等特殊淬火裂纹。

2.3.1　纵向裂纹

纵向裂纹，又称轴向裂纹，是生产中最常见的一种淬火裂纹。裂纹在表面最大切向拉应力处产生。

这类裂纹特征是沿轴向分布，由工件表面裂向心部，深度不等，一般深而长，在钢件上常有一条或数条。由于工件的几何形状的变化，裂纹方向也随着变化，或者由于内部组织缺陷的影响，裂纹的走向也将改变。图 2.8-5 是典型的纵向裂纹。

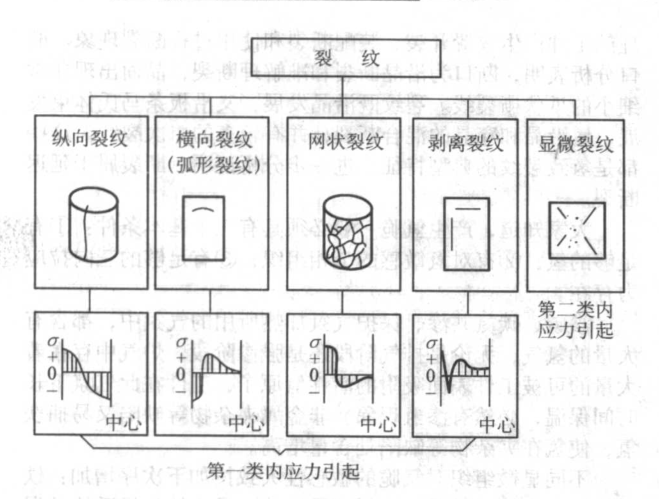


图 2.8-4　钢件淬火裂纹的基本形态与残余应力的关系

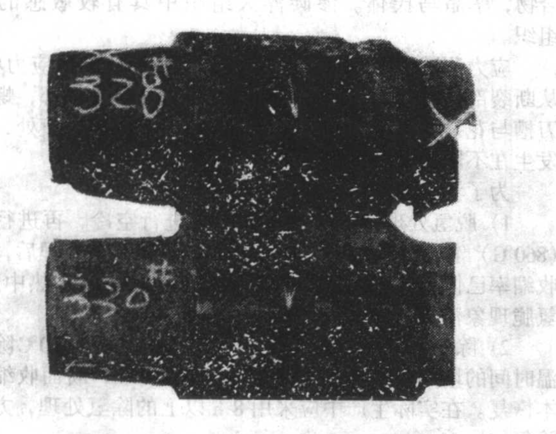


图 2.8-5　40CrMnMo 钢的纵向淬火裂纹

生产实践表明，纵向裂纹常发生在完全淬透的工件上。由于表面产生切向拉应力比轴向应力大，而且当它超过该区域的断裂强度 S_K 时，则形成纵向裂纹。

钢件在完全淬透时，工件的中心和表面都得到马氏体组织，内外硬度相近。但工件和中心的组织转变不是同时进行的。由于淬火时表面冷得快，先发生奥氏体向马氏体转变。等表层马氏体已完成时，中心才开始进行奥氏体向马氏体转变。由于马氏体比容大，最终形成的组织应力在表面形成拉应力，心部形成压应力。同时由于冷却的不同时性，热应力则是表面压应力，心部拉应力。一般来说，相对截面尺寸不太大，工件全部淬透，与组织应力相比，热应力较小，二者叠加之后，表面仍然为拉应力，心部为压应力。当表面的切向拉应力比轴向拉应力大，而且超过钢的破断抗力时，便可能形成由表面向内部的纵向裂纹。

钢件形成纵向裂纹的倾向和以下因素有关。

1）钢中碳含量　当钢中碳含量增加，且马氏体中的固溶碳含量增加时，组织应力影响增大，纵向淬裂的倾向增大。

2）钢材冶金质量　当钢中夹杂物、碳化物含量高时，在轧制或锻造钢材的夹杂物和碳化物将沿着轴向呈线状分布或带状分布，则横向的断裂抗力要大大低于轴向断裂抗力。因此在同样的淬火应力作用下，甚至是切向应力略小于轴向应力时，也能由于切向拉应力的作用，使工件形成由表面向中心的纵向裂纹。

3）钢件的尺寸大小　钢件尺寸小，相变的不同时性和冷却的不同时性所引起的应力较小，不易淬裂；截面尺寸大的工件，表面呈压应力，也不易淬裂。所以对于一种钢在同一种淬火介质中淬火时，在淬透情况下存在一个淬裂的危险截面尺寸。图 2.8-6 是 45 钢与 55 钢裂纹率与工件截面尺寸的关系。

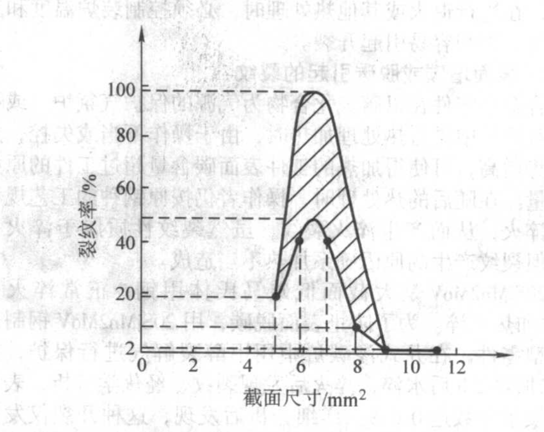


图 2.8-6　45 钢和 55 钢淬火裂纹率与工件截面尺寸的关系

由图 2.8-6 可以看出对裂纹最敏感的截面尺寸是 5～8 mm，其峰值为 6～7 mm 之间，峰值处裂纹出现率高达 100%。

4）零件形状的影响　零件的形状对淬火裂纹的影响是很复杂的。圆套或空心厚壁管类零件，淬火裂纹常产生在内孔壁上，如图 2.8-7 所示。淬火时由于内孔冷却较慢，热应力较小，内孔表面在组织应力作用下一般处于拉应力状态，而且切向拉力较大，内孔越小，冷速越慢，热应力则大为减少，切向拉应力就变得更大，当应力超过断裂抗力则产生纵向裂纹。

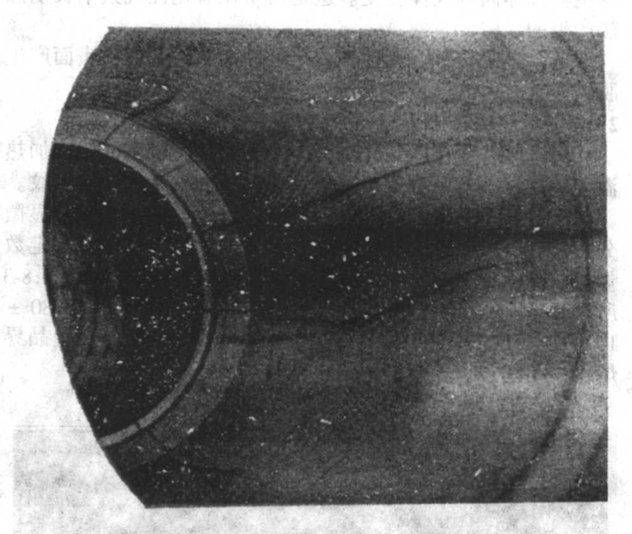


图 2.8-7　35CrMo 钢轴配合接头内孔淬火裂纹

5）淬火加热温度　淬火温度升高，奥氏体晶粒长大，钢的断裂抗力降低，则淬裂倾向增大。由于切向拉应力比轴向应力大，因此产生纵向裂纹。

2.3.2　横向裂纹（弧形裂纹）

横向裂纹的断口分析表明，断口与工件轴线垂直，断裂的产生不是源于表面，而是在内部。裂纹在内部产生，以放射状向周围扩展。图 2.8-8 是横向裂纹的断口。

横向裂纹多在以下情况发生。

1）较大的工件未淬透时，在工件的淬硬区与非淬硬区之间过渡处有一个最大轴向拉应力，从而引起横向裂纹。横向裂纹垂直于轴，而且从内部产生。在应力发生变化时，或钢的断裂强度减低时，裂纹才扩展到表面。

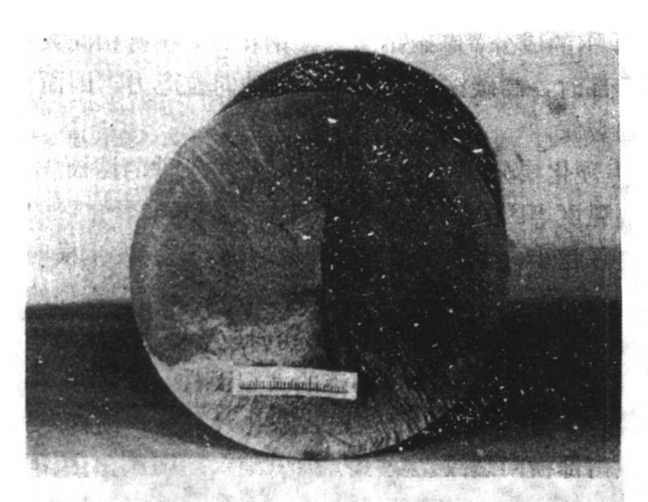


图 2.8-8　GCr15 横向裂纹的宏观断口

2）在表面淬火时硬化区和非硬化区之间存在着较大切向或轴向拉力，而形成过渡区裂纹，这种裂纹由过渡区向表面扩展而呈表面弧形裂纹。

3）工件有凹槽、棱角，截面突变处时常发生弧形裂纹。

4）淬火工件有软点时，软点周围也存在一个过渡区，该处存在着很大的拉应力，从而引起弧形裂纹。

5）带槽、中心孔或销孔的零件淬火时，这些部位冷却较慢，相应的淬硬层较薄，故在过渡区由于拉应力作用易形成弧形裂纹。

钢件的横向淬火裂纹的形成倾向同以下因素有关。

1）钢的成分　高碳钢与低碳钢相比，在有相同大小的未硬化心部时，高碳钢件具有更大的轴向拉应力，因而更易引起横向裂纹。

2）硬化层分布　由于钢的淬透性、工件的截面大小、淬火加热温度等因素，可以影响工件硬化区和非硬化区的比例。非硬化区越小，轴向拉应力的峰值越高，越易发生横向裂纹。

3）直径　钢件在未全部淬透情况下，随着直径的增大，中心拉应力变大，且轴向应力比切向应力更大，故易于开裂。

4）冶金质量　对于淬不透的大型工件，若钢件内部有冶金缺陷，如白点、夹杂、疏松、缩孔残余等，则首先从缺陷处产生内部横向裂纹。

5）形状　空心圆柱体，当内孔小时，内表面冷却不良，产生拉应力，易开裂。如石油打捞公锥，内孔小而且长（内孔 ϕ20 mm×900 mm），曾产生过成批内孔开裂的质量事故。

由于工件形状各式各样，以及热处理工艺因素的影响，使内应力和材料的脆断抗力的变化复杂化，因而横向裂纹和纵向裂纹可同时出现在同一个工件上。

2.3.3　网状裂纹

网状裂纹的外部特征如图 2.8-9 所示。这种裂纹是一种

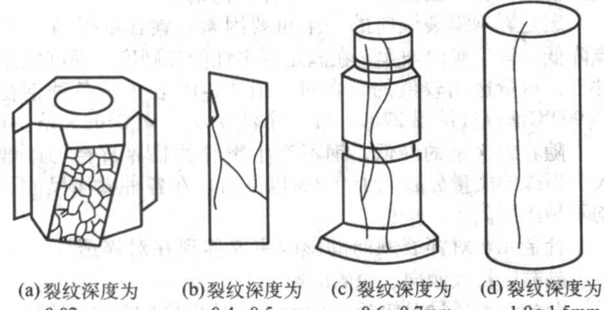


图 2.8-9　网状裂纹

表面裂纹，其深度较浅，一般在 0.01～1.5 mm 左右。裂纹走向具有任意方向性，与工件的外形无关，许多裂纹相互联接构成网状。裂纹分布面积较大（图 2.8-9a）。当裂纹变深时，网状逐渐消失；当达到 1 mm 以上时，就变成任意走向的或纵向分布的少数条纹了（图 2.8-9d）。

网状裂纹的形成与工件表层受两向拉应力有关。当工件表层具有两向拉应力且较大，表层又较脆，断裂强度较低时，容易形成这类裂纹。

表面脱碳的高碳钢工件淬火后极易形成网状裂纹。图 2.8-10 是 GCr15 轴承圈淬火时形成的网状裂纹。这是因为表面脱碳层淬火后，内层马氏体碳含量比表层高，这样表层形成的马氏体与内部的马氏体体积差大，使表面造成很大的多向拉应力。图 2.8-11 为表面脱碳的高碳钢圆柱体淬火后的热处理应力及分布情况。从图中可见在脱碳层中形成了特殊的应力分布，特别是油淬后在表层，无论是轴向或切向应力均为拉应力，而且应力值都很大。因此在某些合金钢中，脱碳油淬后便可能形成这种网状裂纹。一些在机械加工中未完全除去脱碳层的工件，在高频感应加热淬火或火焰淬火时也会形成网状裂纹。在生产实际中发现，40CrMnMo 锻件毛坯，因加工余量较小，粗加工后，仍留有黑皮，淬火后在原黑皮处（即脱碳层）常发现网状裂纹。

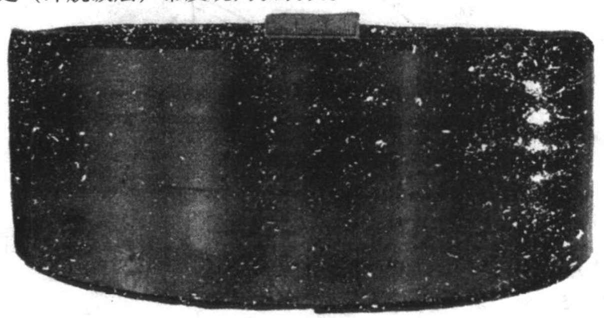


图 2.8-10　GCr15 轴承圈淬火时的网状裂纹

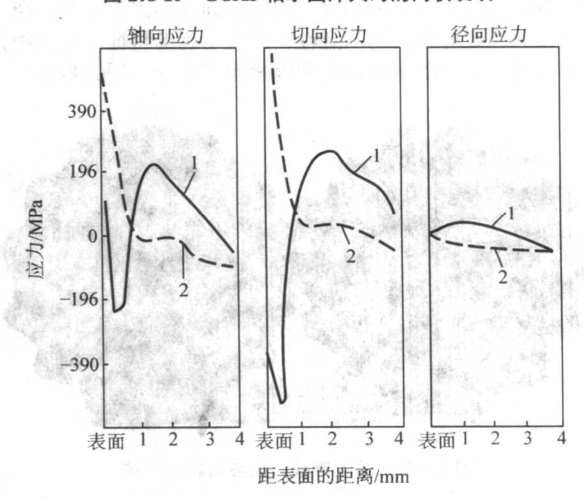


图 2.8-11　表面脱碳的高碳钢圆柱体（ϕ18 mm）淬火后的热处理应力

1—w(C)=0.7%钢，900℃水淬；

2—w(C)=0.5%、w(Cr)=1.0%钢，850℃油淬

但是，并非脱碳层一定产生网状裂纹。当表层完全脱碳时，淬火后表层为铁素体，因铁素体塑性好，易变形，可使应力松弛，则不易形成网状裂纹。

2.3.4　剥离裂纹

剥离裂纹的特征是淬火后裂纹发生在工件次表层，裂纹

与工件表面平行。这种裂纹多发生在表面淬火，或表面渗碳、碳氮共渗、渗氮和渗硼等化学热处理的工件中，裂纹的位置多在硬化层和心部交界处。即多产生在过渡区中。

剥离裂纹产生于工件的次表层很薄的区域。在这个区域，作用着两向压应力和径向拉应力，如图2.8-12所示。这类应力与硬化层或者硬化层与心部过渡区的组织不均匀性有关。例如合金渗碳钢工件，以一定速度淬火冷却后，渗碳层组织为马氏体、碳化物以及残留奥氏体，过渡区为贝氏体加马氏体，或者托氏体，心部为铁素体加珠光体。由于马氏体比体积大，在相变时产生体积膨胀，从而受到内部的牵制，使表层马氏体区呈受压状态，在轴向和切向均受着压应力，在接近马氏体区的极薄层中具有径向拉应力。剥落裂纹也就产生在应力急剧变化的平行于表面的次表层，裂纹严重扩展时造成表层剥落。如果加快渗碳件的冷却速度，使渗碳件获得均匀一致的马氏体组织，或者减慢冷却速度，使其获得均匀一致的托氏体组织（或珠光体加铁素体），则可以防止剥离裂纹的产生。

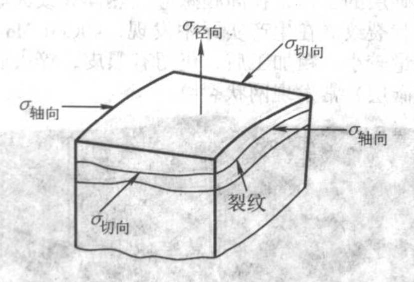


图 2.8-12　剥落裂纹的应力状态示意图

在高频感应加热淬火、火焰淬火或其他表面淬火时，工件表层过热，沿硬化层组织不均匀也容易形成剥离裂纹。

2.3.5　应力集中裂纹

应力集力裂纹与前面介绍的几种淬火裂纹不同，它是由于宏观应力集中引起的裂纹，因应力同许多因素有关，所以应力集中裂纹有很大的随意性，没有明确的特征。生产中许多淬火裂纹都是由于应力集中因素而引起的（图 2.8-13）。

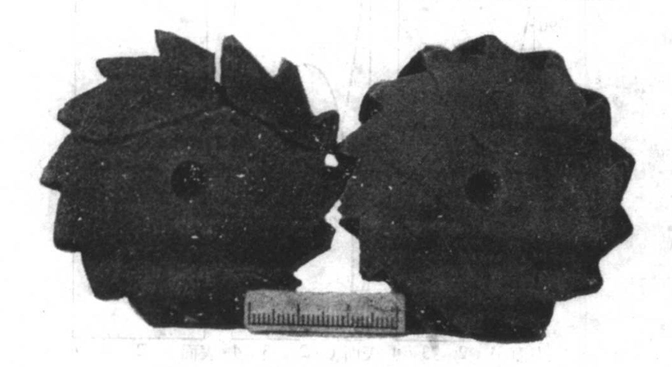


图 2.8-13　高速钢铰刀的应力集中裂纹

应力集中由零件的几何形状和截面变化引起。当钢件上不同部位的截面尺寸相差很大时，容易在不同部位冷速差异加大，不同部位马氏体相变的不同时性加大，组织应力增大，形成淬火裂纹。应力集中部位一旦产生淬火拉应力，则会使拉应力在局部位置急剧增加，当应力超过材料脆断抗力时，则产生应力集中裂纹。

除钢件的结构和外形外，过深的切削刀痕往往也会引起应力集中，使淬火时容易沿刀痕形成裂纹。有时在钢件上面打印标记处也会引起应力集中裂纹。

此外，钢件的非金属夹杂物及碳化物等，特别是当其数量较多，且不合理分布时，不仅使断裂强度降低，往往会引起应力集中，造成淬火裂纹。

2.3.6　过热淬火裂纹

由于钢件的原始组织不合格，或者淬火加热温度过高，或淬火加热时间过长，易引起奥氏体晶粒长大，在快速冷却淬火时，形成一种宏观上没有规律性、显微观察为裂纹沿晶界分布特征的淬火裂纹，称过热淬火裂纹。图 2.8-14 是中碳钢过热淬火后的显微组织。从图 2.8-14 可见，组织粗大，裂纹沿晶界分布。

图 2.8-14　过热引起的淬火裂纹

2.4　淬火裂纹的预防方法

淬火裂纹一旦发生，绝大多数情况下将造成零件的报废，因而预防淬火裂纹的产生有着重要的经济意义。

预防工作应该从产品设计抓起。设计者应正确地选择材料，合理地进行结构设计，提出恰当的热处理技术要求。零件设计完成后，热处理工艺人员要对图样进行工艺性审查。最后工艺人员要全面分析，妥善安排工艺路线。热处理工艺人员要正确制定热处理工艺，选择加热温度、保温时间、加热介质、冷却介质和冷却方法，以及操作要点，现场施工技术员要进行工艺验证，操作者要正确执行工艺，正确进行操作。

2.4.1　正确进行产品设计

为了预防淬火裂纹的产生，设计者应依据产品的工作条件（受力的类型和大小，温度的高低，周围的介质等）、使用要求、零件的截面尺寸，正确地选择材料，合理地提出热处理技术要求，在结构设计上，尽量满足热处理工艺性要求。

（1）材料选择

钢材选择是一个复杂的课题。对于大批量重要零件的材料选择，应由材料工程师和设计师联合进行。

钢材的选用主要从技术性和经济性两个方面进行分析。一般是从价值工程观点出发，在满足性能要求的前提下，应选择价格便宜、工艺性好、不易淬裂的钢种。

碳是影响淬裂倾向的一个重要因素。碳含量提高，M_s点降低，淬裂倾向增大，在满足基本性能如硬度、强度的条件下，尽量选用较低的碳含量。图 2.8-15 表示了各种钢在高 900℃油淬（油温 27℃）后，淬裂与 D_1、w(C)的关系。

随着碳含量的降低，钢不产生裂纹的临界直径可以增大。当碳的质量分数低于 0.3%以下时，在各种截面尺寸下均不易淬裂。

合金元素对淬裂倾向的影响主要体现在对淬透性、M_s点、晶粒度长大倾向、脱碳的影响上。

合金元素通过对淬透性的影响，从而影响到淬裂倾向。一般来说，这种影响有两个方面。一方面，淬透性增加，淬裂性增加；另一方面，淬透性增加，可以选用冷却能力弱的

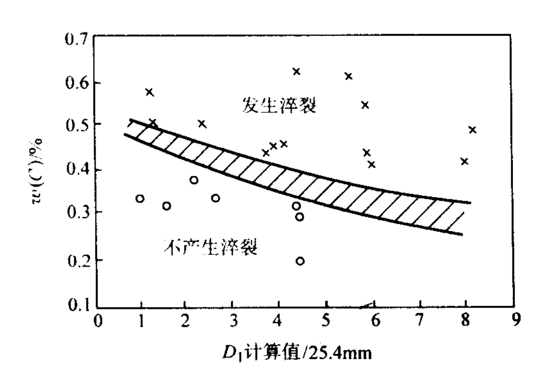


图 2.8-15　淬裂与 w(C)、D_I 的关系（900℃油淬）

淬火介质和减少淬火畸变的方法（如等温淬火、分级淬火等）来防止复杂零件的畸变与开裂。

合金元素对 M_s 的影响较大，一般来说，M_s 越低的钢，淬裂倾向越大。如图 2.8-16 所示，当 M_s 点高时，相变生成的马氏体可能立刻被自回火，从而消除一部分相变应力，可以避免发生淬裂。当碳含量确定以后，应该选用少量的合金元素，或者含对 M_s 点影响较小的元素的钢种。

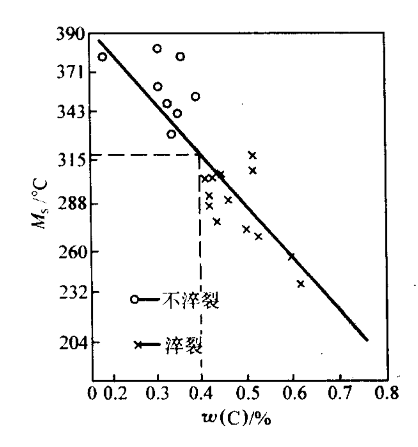


图 2.8-16　淬裂与 M_s、w(C)的关系（水中淬火）

选择钢材时，还应考虑过热敏感性。过热较敏感的钢，容易产生裂纹。所以选择材料应该引起重视。采用铝铁合金脱氧，或钢中含有钒、钛、铌等元素的钢其过热倾向较小。

脱碳不仅使零件力学性能如硬度、强度、耐磨性和疲劳强度下降，而且脱碳层中残存较大的拉应力，导致淬火裂纹或磨削裂纹。钢材的脱碳敏感性与化学成分有关。钢中碳含量增高，特别是硅、硼、铝等元素含量较高时，容易脱碳。

（2）零件的结构设计

零件在结构设计时，除要满足该零件的功能外，还要注意其工艺性能。例如，铸造工艺性能，锻造工艺性能，机械加工工艺性，装配工艺性和热处理工艺性。由于形状尺寸设计不适当可使工件在淬火时容易开裂。

为了防止零件在淬火急冷中开裂，应改进设计，使其均匀加热，均匀冷却，均匀胀缩。为此，设计时应作到以下几方面。

1）断面尺寸均匀　由于断面尺寸急剧变化的零件，在热处理时，往往由于产生内应力而开裂。设计时尽量避免断面形状、尺寸突变。壁厚要均匀，必要时可在与用途无直接关系的厚壁部位开孔。不通孔尽量开成通孔。对于壁厚不同的零件，可不进行整体设计，而是分成两部分或几部分，待热处理后，再进行组装。

图 2.8-17 是不均匀截面工件的改进设计实例。

2）圆角过渡　当零件有棱角、尖角、沟槽和横孔时，这些部位很容易产生应力集中，从而导致零件淬裂。为此，零件应尽量设计成不发生应力集中的形状，在尖角处和台阶处加工成圆角。图 2.8-18 是有尖角工件的改进设计实例。

3）形状因素造成的冷却程度差异　零件淬火时冷却速度的快慢随零件的形状不同而不同。球形冷却最快，板材最慢，其比例为

球:圆棒:板 = 4:3:2

即使在同一零件上，不同的部位，因其传热面积的不同，冷却程度也不同。设计人员要尽量避免过大的冷却差异，以防止淬火开裂。

此外，设计零件时还要尽量避开临界淬裂尺寸。

大量生产实践表明，截面尺寸过小或过大的零件不易淬裂。截面尺寸小的工件淬火时，心部很易淬硬，而且心部和表面的马氏体形成在时间上几乎是同时进行的，组织应力小，不容易淬裂。截面尺寸过大的零件，特别是用淬透性较低的钢制造时，淬火时，不仅心部不能硬化，甚至连表层也得不到马氏体，而是贝氏体或索氏体。内应力主要是热应力，不易出现淬火裂纹。因此，对应于每一种钢制的零件，在一定淬火介质下，存在着一个临界淬裂直径。也就是说，在临界直径的零件具有较大的淬裂倾向性。

（3）热处理技术条件

合理地确定热处理技术条件是防止淬火裂纹的一个重要途径。

1）局部或表面硬化即可满足使用性能要求者，不要整体淬火。

淬火裂纹是同钢的马氏体相变联系在一起的。不淬火的部位不出现淬火裂纹。因此，只要能满足工作要求，应尽量减小淬火硬化的程度和部位，不必追求高硬度和整体淬火，而以局部淬火、表面硬化取代整体淬火，可以减少淬火裂纹。

2）根据零件服役条件需要，合理调整淬火件局部硬度。

对于整体淬火件，局部可以放宽要求者，尽量不强求硬度一致。

3）注意钢材的质量效应。在确定热处理技术条件时，还应注意到，对于所选定的钢种，不能以该钢所能达到的最高硬度值作为图样上规定的技术条件。由于最高硬度值是用小试样测得的。另外，每一个钢号的成分都是在一定范围变化的，最高硬度值也是一个变量。因此，实际生产中，尺寸较大的工件所能达到的硬度值，同标准或规范上硬度值相差很大。这就需要根据工件的截面尺寸合理地确定切实可行的技术条件。表 2.8-3 是常用钢种整体淬火后硬度值随着钢件截面尺寸不同而变化的情况。

如果以较高的硬度值作为技术条件，即使尺寸较小的零件，也会使热处理工艺实施困难。因为追求最高硬度值需要用激烈的冷却介质淬火，这样很容易形成淬火裂纹。

2.4.2　合理安排工艺路线

当零件的材料、结构和技术条件一经确定，热处理工艺人员就要认真地进行工艺分析，确定合理的工艺路线。即正确安排好预备热处理、冷加工和热加工等工序的位置。这是提高产品质量、提高效益以及减少热处理开裂倾向的有效途径。

图 2.8-19 所示为传动齿轮轴，用 45 钢制造，要求硬度 30～35HRC。如果热处理前将键槽铣出，淬火时极易在键槽薄壁处开裂。由于硬度要求不太高，可能在淬火－高温回火后再进行机械加工，铣出键槽，这样工序安排可防止淬火开裂。

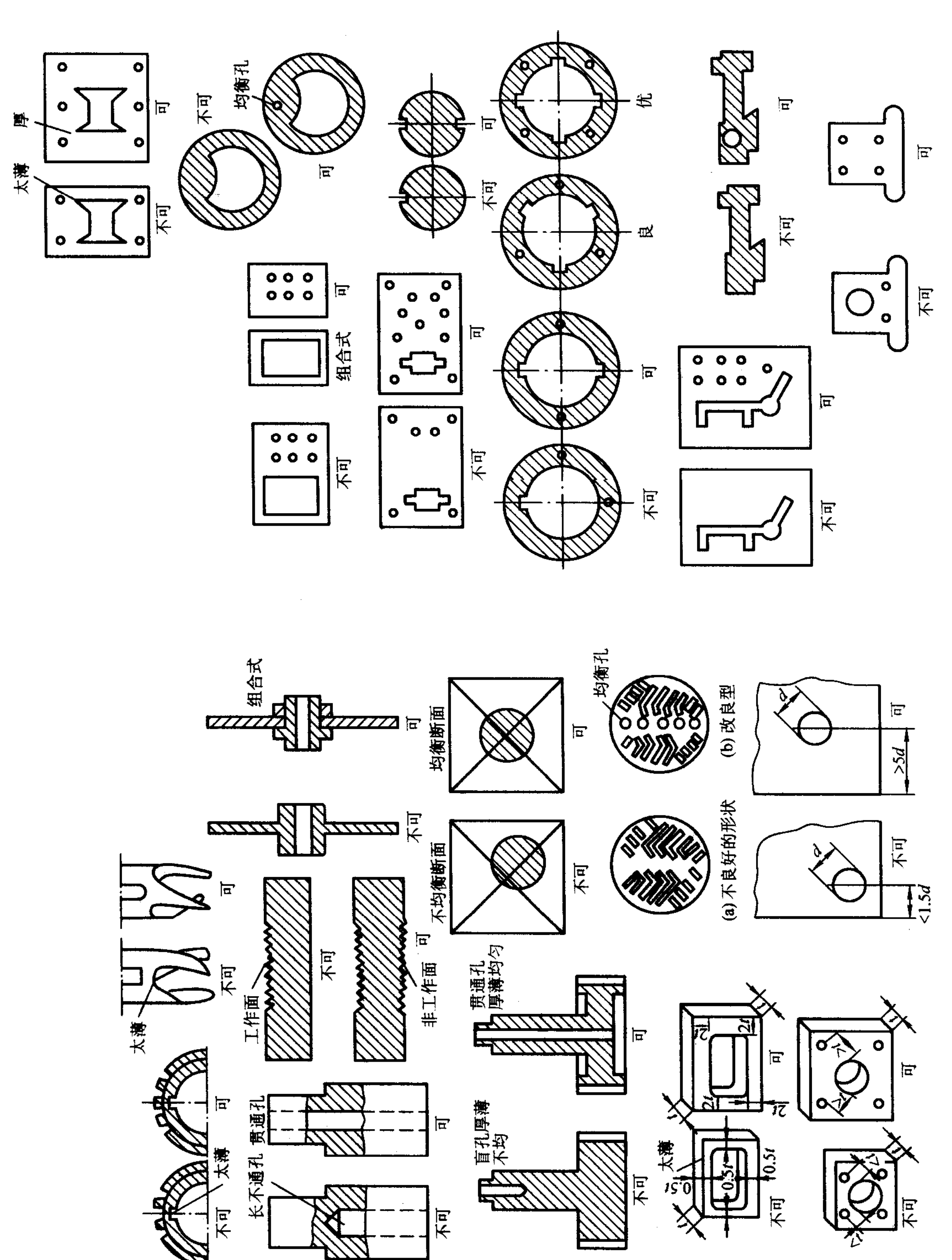


图 2.8-17　不均匀截面工件的改进设计实例

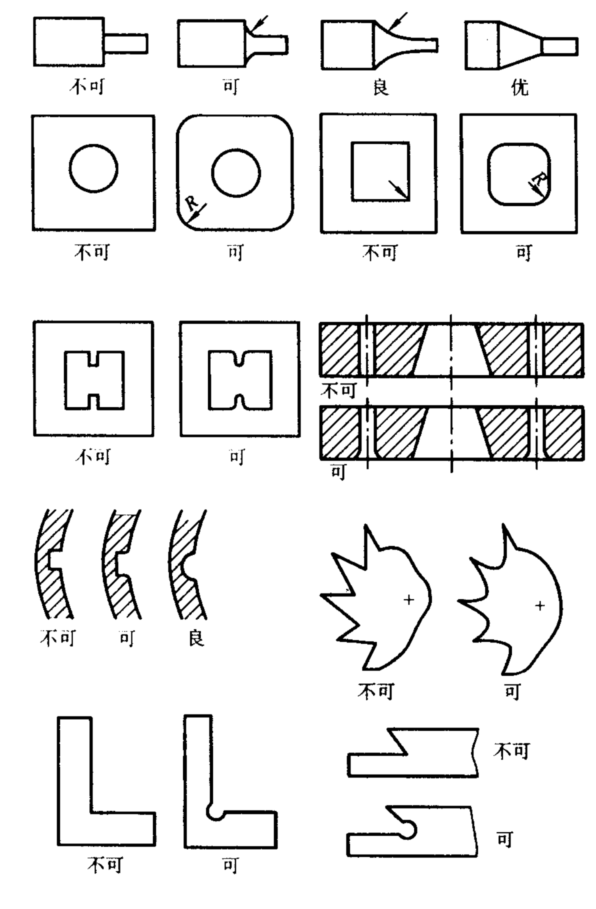


图 2.8-18　有尖角零件的改进设计

钢件淬火前的原始组织和应力状态对形成淬火裂纹有一定的影响。为改善应力状态和给淬火准备好良好的原始组织，应当正确地对钢件进行预备热处理。对于某些形状复杂、精度要求较高的零件，在粗加工与精加工之间在淬火之前还要进行消除应力退火。

如图 2.8-20 柴油机摆臂轴，材料为 45 圆钢制造，热处理后硬度要求 50～55HRC，其热处理过程是盐浴加热820～840℃保温 7 min，在质量分数为 10%盐水中淬火，在200～220℃回火 60 min。由于原材料在切削后有严重的内应力未消除，故经过热处理后，在边角处发生裂纹，以致剥落。在淬火前，增加了 550～600℃去除应力退火 3 h，从而消除了淬火裂纹。对于一些有尖角、截面变化较大的钢件，淬火前又具有较大残余应力的情况，淬火前的高温回火（或低温退火）具有很重要的作用。特别是对冷拔钢料，如果退火不彻底，重新退火或高温回火是很必要的。

对于不同尺寸的淬火件，根据它们产生裂纹的特征，应采取不同的预备热处理方法。对于截面尺寸较大（直径或厚度 50 mm 以上者）的高碳钢制件，往往由于表面淬透深度较浅，淬硬层内的强大拉应力会导致钢件形成弧形裂纹。对于这类大截面尺寸的高碳钢制件，应当通过增大淬硬层深度，即提高淬透性的办法来防止弧形裂纹。所以，在淬火前，要将高碳钢件进行与传统工艺不同的正火处理，以获得较细的片状珠光体组织，以期在淬火加热时，用较短的时间完成组织转变，并增加奥氏体中的固溶量提高淬透性，以获得较深的硬化层，使硬化层抵抗破裂的安全系数增大。如果能配合快速加热工艺，对于预防裂纹则更有效。特别应当指出的是，如果组织中有网状碳化物存在，消除网状碳化物，获得细片状组织的正火处理则显得更加重要。但是，对于截面尺寸较小的高碳钢制件，预备热处理应当提供球状珠光体为宜，通常采用球化退火。

表 2.8-3　几种常用钢整体淬火后硬度值与钢件截面尺寸的关系

截面尺寸 /mm 淬火后硬度值 HRC 材料与热处理	<3	4～10	11～20	20～30	30～50	50～80	80～120
15 钢渗碳，水淬	58～65	58～65	58～65	58～65	58～62	50～60	
15 钢渗碳，油淬	58～62	40～60					
35 钢水淬	45～50	45～50	45～50	35～45	30～40		
45 钢水淬	54～59	50～58	50～55	48～52	45～50	40～45	25～35
45 钢油淬	40～45	30～35					
T8 钢水淬	60～65	60～65	60～65	60～65	56～62	50～55	40～45
T8 钢油淬	55～62						
20Cr 渗碳油淬	60～65	60～65	60～65	60～65	56～62	45～55	
40Cr 油淬	50～60	50～55	50～55	45～50	40～45	35～40	
35SiMn 油淬	48～53	48～53	48～53	45～50	40～45	35～40	
65SiMn 油淬	58～64	58～64	50～60	48～55	45～50	40～45	35～40
GCr15 油淬	60～64	60～64	60～64	58～63	52～62	48～50	
CrWMn 油淬	60～65	60～65	60～65	60～64	58～63	56～62	56～60

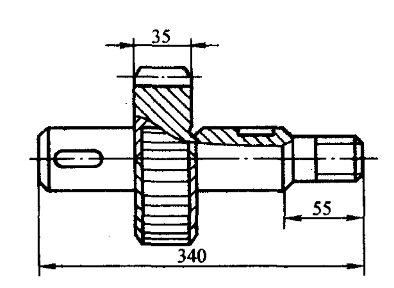


图 2.8-19 传动齿轮轴

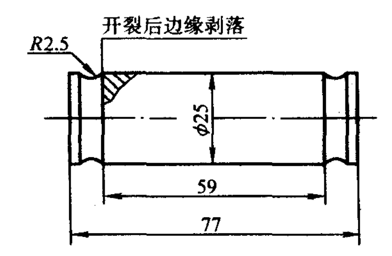


图 2.8-20 柴油机摇臂轴淬火剥落裂纹

还应当说明，亚共析钢中的魏氏组织是形成淬火裂纹危害最大的组织状态。

亚共析钢 [w (C) <0.6%] 制件，在锻造加热温度过高或加热时间过长，或钢件用氧乙炔火焰切割下料时，引起奥氏体晶粒粗大，在随后冷却时，如果冷却速度不当，铁素体沿奥氏体晶界析出，同时沿粗大的晶界向晶内形成粗大的针状组织。这种粗大组织，如果得不到消除，在淬火时，常常出现淬火裂纹。焊接零件的热影响区，也经常出现魏氏组织，这种组织也易导致淬火裂纹。为消除中碳钢的过热组织，或消除热影响区的过热组织，往往要采取比正常退火（正火）温度稍高的温度进行加热，然后以较快速度冷却（风冷或雾冷）下来，以防止铁素体成网状组织析出。具体温度应视钢料的过热程度而定。

对于高铬钢、轴承钢和高速钢，淬火前应对原始组织进行较细致的检查。如果毛坯的碳化物偏析严重，应进行改锻，直至合格方可投产。绝不能把碳化物偏析在五级以上的钢件混入质量较好的钢件中一起进行淬火。对于偏析严重的钢件，可采用降低淬火温度的方法来避免淬火裂纹。

2.4.3 恰当确定加热参数

在热处理生产中，加热不当是引起淬火开裂的主要因素。因此，对于加热介质、加热速度、加热温度和保温时间等加热参数，应当正确选择和设计。

(1) 加热介质

淬火裂纹与加热介质有很大关系。最不易发生淬裂的加热炉是真空炉，其次依保护气氛炉、电炉、盐浴炉、火焰炉的顺序，发生淬裂的可能性增加。火焰炉是最易产生淬火裂纹的炉型。真空炉不发生氧化脱碳，淬火过程是按程序进行的，因此不易发生淬裂。油炉、煤炉，天然气炉等火焰直接加热工件，增加了淬裂倾向。

需要指出的是，选择加热介质（炉型），应同钢件的重要性和价值联系起来。一般来说，在满足性能要求的前提下，应尽量选择低成本的设备。

(2) 加热速度

淬火加热速度，应根据零件用钢和对变形的要求来确定。一般来说，在不产生开裂且变形程度在允许范围内的前提下，尽量提高加热速度，以减少氧化脱碳，降低能耗，提高效益。

碳素钢、低合金钢和中合金钢快速加热时均无产生裂纹的危险。快速加热不仅能大大提高生产效率，而且对防止钢件的淬火变形和开裂起到良好的效果。但是对于形状复杂的零件、变形要求严格的零件是不宜采用快速加热的，甚至要求采用预热措施。

高碳高合金钢，塑性差，导热性不良，若加热速度过快，可能在钢件表面产生裂纹，因而，这类钢应放慢加热速度，或采用中间预热措施。对于大型锻件、大型铸件、形状复杂的高锰钢铸件、不锈钢铸件、高速钢与高碳合金钢零件，目前仍采用限制加热速度或预热措施。如高速钢和高铬钢件通常采用一次或二次预热（550~650℃或 800~850℃），然后高温加热。生产实践，为了限制加热速度，对钢件进行低温装炉，随后逐渐升温到所需的温度。近年来，微机控制的加热炉可以在设定加热速度的指令下，很好地按设定的加热曲线升温，这对于复杂形状的高合金钢件的热处理质量提供良好的保证。

(3) 加热温度

加热温度是淬火工艺中重要的参数，对工件的性能有着决定的作用，同时也是影响淬火裂纹的一个重要因素。

一般合金钢淬火加热温度为 Ac_1 或 Ac_3 + (30~50)℃。淬火加热温度通常是根据钢的临界点来确定。对于亚共析钢采用 Ac_3 + (30~50)℃；对于过共析钢采用 Ac_1 或 + (30~50)℃，称此为淬火加热温度选择原则。近年来，热处理技术不断发展，有些工艺已经突破了这个原则。有的比原则温度低，如亚温淬火工艺；有的比原则温度高，如模具的高温淬火工艺，这些工艺均收到了较好的效果。

亚温淬火是亚共析钢在略低于 Ac_3 的温度下奥氏体化后淬火，它可提高钢的韧度，降低脆性转变温度，并可消除回火脆性。亚温淬火加热温度应接近 Ac_3，以免出现过多的铁素体而影响钢的强度。45 钢、40Cr，30CrMo，60Si2 等在 Ac_3 以下 (5~10)℃加热后，可获得令人满意的效果。同时，由于淬火温度的降低，钢的淬裂倾向大大减小。

高碳工具钢低温淬火工艺，不仅有利于减少变形开裂，还可提高韧度，减少折断和崩刀，延长使用寿命。

需要指出，选择淬火加热温度时，还应考虑到工件的形状，所选用的淬火介质等因素。一般来说，形状简单的工件，可采用上限加热温度，形状复杂、易淬裂的工件，则应采用下限的加热温度。当选用冷速缓慢的介质，特别是选用热介质淬火时，应适当提高淬火加热温度。

(4) 保温时间

保温时间是指在热处理时，工件热透或保证组织转变基本完成所需的时间。确定淬火温度下的保温时间是个复杂的问题。到目前为止，还没有一个可靠的计算方法，一般由试验确定；或根据有效厚度来求出，其经验公式为：

$$t = \alpha KD$$

式中，t 为保温时间，min；α 为加热系数，min/mm；K 为工件装炉修正系数；D 为工件的有效厚度，mm。

对于高合金钢、高速钢、高合金模具钢的淬火加热保温时间则要适当延长，以保证碳化物的溶解和奥氏体化。

在保温时间内，应使工件透烧，并保证基本完成向奥氏体的组织转变。一般来说，这是保温时间的最低限度。过长的保温时间，不仅耗费能源，增加氧化脱碳的深度，降低生产效率，而且有过热的可能性，增加淬裂的趋势。

2.4.4 选定合适的淬火方法

为了完成淬火工艺，工件必须从奥氏体化温度以大于钢的临界冷却速度进行急冷。由于急冷而产生的热应力使外层受压内层受拉，这对防止产生淬火裂纹是有利的。从这个意义讲，在奥氏体区域越是急冷，则越能防止开裂。但是零件从高温区急冷下来，往往使低温区的冷却也变快，这样又增加了淬裂的危险。当工件冷到 M_s 点以下时，因马氏体相变

产生相变应力，在这个区域工件冷速越大，相变应力越大，表层拉应力越高。当相变应力与热应力之差超过钢材断裂强度时，则导致淬火裂纹。为了防止淬裂，应选择增加热应力减少相变应力的淬火方式。

由等温转变图曲线的形状可知，工件淬火时为获得预期的马氏体组织，并不需要在其整个冷却过程中都快速冷却，而只是在等温转变图的"鼻部"附近（一般650～400℃）需要快速冷却。在650℃以上的高温区和400℃以下的低温区并不需要快速冷却，尤其在 M_s 点以下的马氏体转变区应尽可能地缓慢冷却。因此为了淬硬而又不淬裂，在"鼻部"应快冷，在马氏体区应慢冷。因此，淬火的理想冷却曲线应如图2.8-21所示。

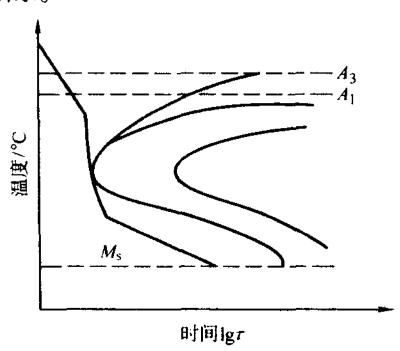


图2.8-21 淬火的理想冷却曲线

过冷奥氏体塑性高，温度刚低于 M_s 点时，由于马氏体量尚少，相变应力小，钢件也不会立即开裂。而到 M_s 点以下逆转而膨胀，在急缩猛胀的转折阶段，容易导致开裂。实际上，当产生体积分数50%的马氏体时，才是淬裂的危险时刻。多数工具钢冷至120～150℃时，是最危险的温度区间，此刻应特别注意缓冷。

根据零件的结构特点、技术要求，结合设备状况、工人素质等正确合理地选择合适的淬火方法，则可以大大减少或者不发生淬裂事故。

（1）预冷淬火

预冷淬火是淬火时零件先在空气、油、热浴（或渗碳气氛）中，预冷到略高于 Ar_3 的温度后，再迅速置于淬火介质中淬火，又叫降温淬火或延迟淬火，这是生产现场常用的热处理方法。

淬火前的预冷，可以减少热应力，使工件变形和开裂倾向减小，最近的研究表明，预冷淬火还可以增加大工件的淬硬层，提高机械零件的综合性能。对于形状复杂，截面突变的某些零件，单液直接淬火，往往在截面突变的接壤区因淬火应力集中而导致开裂。这时可采用预冷淬火，使各部分温差减小，或在技术条件允许的情况下，使其最薄的截面处或棱角处产生部分非马氏体组织，然后再进行全部淬火，这样可避免或减少淬火裂纹。

预冷淬火的预冷时间（从奥氏体化温度冷到危险截面处温度650℃）对于一般碳钢及低合金钢可按下式估计

$$\tau = 12 + RS$$

式中，τ 为工件预冷时间，s；S 为危险截面处的厚度，mm，一般指工件最薄的地方；R 为与工件尺寸有关的系数，一般为3～4 s/mm。

图2.8-22表示有物态变化的淬火介质冷却三阶段和预冷淬火的示意图。图中 T_A 表示工件奥氏体化温度，T_Q 为急冷温度。当急冷温度 T_Q 越低，蒸汽膜阶段越短；当急冷温度（T_Q）等于特性温度时，则没有蒸汽膜阶段，几乎直接进入沸腾阶段，冷却较快。可见预冷淬火是奥氏体化温度不变，而急冷温度降低，从而缩短蒸汽膜阶段的技术，它有利于减少淬火开裂。最近的研究表明，预冷淬火对提高工件的淬硬层深度，改善工件的服役性能也有显著作用，这是由于预冷淬火使工件表层平均冷速降低，次表层冷速提高，平均冷速分布曲线趋于平缓。同时，预冷使工件表面冷却特性有所改善，换热系数峰值向高温区移动。以上两点都有助于提高淬硬层的深度，降低淬火应力。此外，预冷提高淬硬层深度效果与钢的淬透性以及工件尺寸有密切关系，对于具有一定淬透性的低中碳低合金钢及中等尺寸的工件效果最明显。

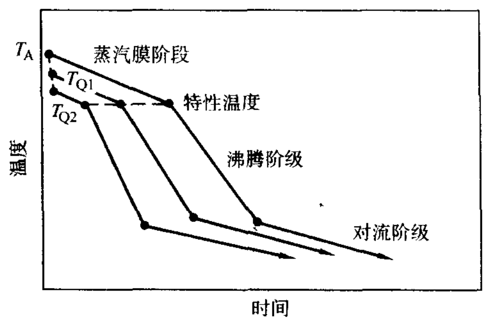


图2.8-22 有物态变化的介质冷却三阶段和预冷淬火示意图

（2）多介质淬火法

多介质淬火法，根据选用的淬火介质的不同，以及操作方法的特点可分为双介质淬火、三介质淬火等。

双介质淬火是将加热好的工件先淬入冷却能力较强的介质，待工件温度降至等温转变图"鼻温"以下温度时，再淬入冷却能力较弱的介质中继续冷却，以获得马氏体组织。双介质淬火所用的淬火介质有水-油、水-空气、盐水-油、油-空气、硝盐-空气、碱液-空气、水-硝盐、油-硝盐、硝盐-油等。可根据钢的淬透性、工件形状尺寸、对变形的要求来选定。生产中大量采用的水-油淬火多用于碳素工具钢及大截面的低合金工具钢的工件。即在高温区用盐水的快速冷却抑制过冷奥氏体的分解，在低于400℃温度时，立即转入油中缓慢冷却，以减小淬火内应力，防止淬火裂纹。

工件在第一种介质中的停留时间，是双介质淬火时至关重要的一个参数。在第一种介质中停留时间过长，就变成单液淬火，起不到减小变形，防止开裂的作用。若过早地置入第二种介质中，则由于工件的温度尚高，介质的冷却速度又慢，在冷却过程中则发生非马氏体型组织转变。变换冷却介质可由工艺人员，根据工件所用的钢材、工件的形状及尺寸等因素来确定。对于碳素工具钢工件，一般以每3 mm有效厚度在水中停留1 s计算；对于形状复杂者，每4～5 mm在水中停留1 s计算；大截面低合金钢，可以按每毫米有效厚度在水中停留1.5～3 s计算。在生产实践中，有时可用听水声来确定水中停留时间，即当工件在水中冷却到发生"咝咝"声时，立即将其提出水面转入油中冷却。有时也可用手握铁钩子传导的感觉来判断时间，即钢件在水中振动稍有消失时，立即转入油中。

为了减少高合金钢制件淬火时形成裂纹，首先将工件淬入油中冷却到一定温度（近于 M_s 点）时，提出油面，在空气中冷却，这时由于热量尚多，致使钢件上的残油达到闪点温度而起火，由于大多数油的闪点近于高合金钢的 M_s 点温度，所以此法控制油中的停留时间是可靠的。

对于形状复杂而变形要求又较严格的工件，有时双液淬火仍不能控制变形和开裂，而需要采用冷却能力依次减少的三种淬火介质，称为三液淬火。三液淬火多应用于碳素钢制造的小型工件。工件在各个淬火介质中的停留时间视工件形状大小、淬火介质性能等因素，由试验来确定。

(3) 分级淬火

分级淬火是将工件从淬火温度直接快速冷却到 M_s 点以上某一温度，经适当时间保温，使工件表面与心部的温度均匀后，再取出空冷，使工件在缓慢冷速下进行马氏体转变的淬火方法。这一方法可以有效地防止淬火开裂。

分级淬火时，钢件由高温淬入 M_s 点以上 10～20℃热浴中所产生的热应力，比双液淬火小，而且在恒温停留时可消除一部分热应力。在随后的空气冷却时，沿工件整个截面，几乎同时发生过冷奥氏体向马氏体的转变，因而也就减小了相变应力。综上所述，M_s 点以上的分级淬火的主要优点是能够降低淬火零件的变形开裂倾向。其次，与普通淬火方法相比较，M_s 点以上的分级淬火，能够保证工件强度、硬度相同的条件下，具有较高的韧度，特别是对低温回火的工件，冲击韧度的提高尤其显著。这间接地表明钢的断裂强度有较大的提高，从而也降低淬火开裂的倾向。

高碳高合金钢，一般淬火加热温度较高，而 M_s 点又较低，用普通淬火方法可能产生较严重的变形和开裂。如只用一次分级淬火难避免较大的相变应力及热应力。因此，对于截面尺寸较大，形状复杂，易于变形和开裂的高速钢刀具，可采用逐次降温的两次或三次分级的分级淬火方法。多次分级淬火的分级温度一般为 600～650℃，450～550℃和 300～350℃等。多次分级淬火时，在各个温度区的停留时间，应以能保证在该温度下工件沿截面的温度均匀，而又不产生非马氏体组织。具体数据可由试验确定。

(4) 马氏体等温淬火

零件奥氏体化后淬入低于 M_s 点以下 50～100℃的热浴中等温保持，以获得马氏体的淬火方法称为马氏体等温淬火。这种淬火方法的冷却速度较分级淬火时快，故适用淬透性略低的钢种制造的零件，同时也可起到减少变形和防止开裂的作用。

以热油作为马氏体等温淬火的淬火介质最方便，简单易行。在 130～160℃热油中淬火，能够在较缓慢的冷却速度中使奥氏体向马氏体转变，因而产生较小的内应力，变形开裂倾向也较小。例如：9SiCr 钢剪刀在冷油中淬火开裂倾向大，而改用 160～190℃热油淬火 30～60 min 后空冷，可完全避免淬火裂纹。

(5) 薄壳淬火

薄壳淬火是将低淬透性的钢制工件，整体加热后，用水、盐水或 $w(NaOH) = 5\%$ 水溶液等十分急剧地冷却，使其表面得到一定深度均匀的马氏体壳层。它使表层产生残余压应力，这不仅可提高工件的弯曲疲劳强度，而且可以防止淬火裂纹。从热应力的形成过程来看，冷却最终使表面具有压应力。从相变应力看，表层发生马氏体转变，体积膨胀，心部未淬透不发生马氏体转变，体积收缩，因而也使表面具有压应力。二者叠加后，构成很大的残余压应力。由于淬火裂纹是拉应力作用造成，所以薄壳淬火产生的压应力可避免工件淬裂。

薄壳淬火工艺最早应用在福特汽车 T 形轴上，所用材料为 35、45 等浅淬硬钢，以及含碳 0.80% 的碳钢。通常要求，每侧的淬硬深度不大于直径或壁厚的 10%。

(6) 间断淬火法

将加热好的工件淬入水中，数秒后随即提出水面，在空气中稍待一定时间，再淬入水中。如此往复几次，最后浸入水中冷至室温，称为间断淬火。这种淬火方法可在保证淬硬的前提下，尽可能减少工件的变形，也有利于防止淬火开裂。这是由于在工件被提出介质时，表层急冷而转变的马氏体因工件内部热量而被回火，减少了内应力的缘故。冲子、扁铲、模具等常用这种方法进行淬火。

(7) 浅冷淬火

有些工件在淬火时，自高温一直冷却到室温（或淬火介质温度），则因淬火应力较大，极易发生变形开裂。为避免这种现象，可采用浅冷淬火，即在淬火时，严格控制工件在淬火介质中的停留时间，使其最终达到的温度高于室温数百度，从冷却介质中取出后，立即送入回火炉中进行回火，这种操作工艺称浅冷淬火。

浅冷淬火适用于大、中型锻模及某些大锻件的淬火。

(8) 局部淬火

有些工件按技术要求仅需淬硬某一部分（如长锯片刃部）；有些零件由两种钢材联接而成，如高速钢钻头，它们的淬火温度不同，均需分别进行淬火。进行局部淬火，可以避免整体淬火产生裂纹。

局部淋水或浸油预冷淬火法也有利于防止淬火裂纹，有的工件结构不均匀，多处厚度相差大，整体淬火时会出现组织转变的不同时性，产生较大的内应力而开裂。这时可将工件或薄壁处，或细颈处预先淋些水，或浸一下油进行预冷，使该处温度达到 Ar_3 点附近，允许产生一些珠光体－铁素体。然后进行钢的整体淬火。由于薄壁处已发生预冷分解，具备较好的塑性，可避免开裂。但应注意的是已被水、油淋黑的部分不能立即淬火，而应等一会儿，待该处温度回升后，确认已发生分解转变，才能整体淬火。将薄壁处进行包扎石棉或铁片，减少该处的过热或急冷程度，也有利于防止开裂。

2.4.5　淬火介质的选择

淬火介质的选择与淬火方法密切相关。一般热处理车间仅有数种淬火介质，供热处理工艺人员选择，不可能也不必要配制几十种淬火介质。为了满足零件淬火与不开裂的要求，工艺人员要辩证地处理好零件的技术要求、钢材、淬火介质、淬火方法等诸方面的关系，制定切实可行的淬火工艺，并进行工艺验证和工艺评定工作，最后确定零件的定型工艺。

对于批量大的零件，或特别重要的零件，或过去经常出现产品质量事故的零件，经改进淬火方法还不能解决时，则需要认真地通过大量的试验工作，确定合适的淬火介质。

选择淬火介质应该综合考虑以下因素。

1) 零件特性　用钢的化学成分（相变特征）；工件的截面尺寸；几何形状；表面粗糙度和表面状态；零件淬火时的排列状况和密集程度等。

2) 淬火方式　包括淬火槽液温度、搅拌速率、流向、溶液的浓度。

2.4.6　防止淬火裂纹的其他措施

1) 及时回火　大家知道，有许多淬火工件的开裂，不是在淬火冷却过程中或冷却之后立即发生的，而是当工件从淬火介质中取出后经过一定时间后出现，短则几分钟，长则几小时。工件淬火时，淬火介质一般要高于室温，当工件冷却到介质温度时，尚有一部分奥氏体未转变成马氏体，工件从淬火剂中取出后，在室温放置过程中继续发生奥氏体向马氏体转变，实际上是淬火过程的继续，相应工件的组织应力不断增加，可能淬火开裂。另一方面，工件中的淬火内应力，在室温放置过程中，会重新分布，在应力集中处也可能引起开裂。将淬火工件及时回火，不仅可降低淬火内应力，而且可以提高钢的破断抗力，因此及时回火，已成为防止裂纹的有效措施。

对淬火裂纹敏感性较强的钢件淬火时，还可以采用将工件在淬火介质中未冷到室温时就提出，利用钢件内部的余热进行自回火，这可以大大缩短淬火和回火的时间间隔，从而防止淬火开裂。

2) 局部包扎　为了减小形状复杂工件薄壁处加热时过

热，或在冷却时过冷，工业生产中常用铁皮或石棉绳等物包扎的办法来减缓薄壁处的加热和冷却速度，这也有利于防止淬火裂纹。

在进行包扎时，要注意使包扎物既能减缓加热和冷却速度，又应保证在预定时间内有足够充分加热，以期淬火后能获得所需要的硬度。此外，包扎物的包扎应去除方便，可以在加热或冷却过程中随时拿掉，以利操作。

2.5　其他热处理裂纹

淬火钢零件在淬火以后要进行冷处理、回火、时效处理、表面处理、磨削加工等工序。如果上述工序处理不当，可能形成回火裂纹、冷处理裂纹、时效裂纹、磨削裂纹、电镀裂纹和延迟裂纹，这是淬火宏观内应力、微观内应力和显微裂纹与淬后各道工序中出现负荷应力或内应力之间相互作用的结果。

2.5.1　回火裂纹

所谓回火裂纹是在回火过程中工艺控制不当而产生的裂纹。在用高速钢和高合金工具钢等淬透性好的钢，制造较大的工模具中，可能产生回火裂纹。

用高速钢或高合金工具钢制造的工模具，淬火后已全部淬成马氏体，当用快速加热回火时，如用高频感应加热进行回火时，因表层的马氏体经回火后，马氏体中的碳含量大大减少，因而表层产生体积收缩，表面受到过大的拉应力而导致开裂。

高速钢或高合金工模具钢淬火后，经常存在大量残留奥氏体，由于在回火冷却时，产生残留奥氏体向马氏体的转变，这个过程与淬火过程相似，如果回火冷却速度过快，则易形成裂纹。

当工模具表面有脱碳层存在时，因为脱碳层部分通过回火冷却时形成马氏体，不仅不膨胀，相反，与内部形成的马氏体的膨胀相比，表现为收缩，所以在表层产生很大的拉应力，从而出现开裂，其主要特征为网状。

预防回火裂纹的措施：

1）回火加热速度不能太快；

2）工模具在热处理前一定要将脱碳层切削净，在淬火过程中，要采取措施，预防脱碳层产生。

3）回火冷却时采用缓冷。一般零件回火后采用空冷，大零件采用炉冷，特别是高速钢制的大型工模具，回火冷却最好采用从回火温度浸入比 M_s 点稍高的炉中，保温一段时间后再进行空冷。

2.5.2　冷处理裂纹

有些量具、精密机械零件，为了保证高的尺寸稳定性，需尽量减少残留奥氏体，通常采用零下 80℃的冷处理。近年来的研究表明，高速钢刀具、工模具经过超低温处理(－196℃)可显著提高寿命。但是，如果冷处理不当将引起工件开裂。

冷处理工艺引起裂纹的主要因素如下。

1）工件淬火后，本身温度较高；或者用过高温度的热水清洗，工件尚未冷到室温而装入低温箱中。这时，由于冷却速度加快，部分未转变的奥氏体进一步转变成马氏体，拉应力增大，在低温下材料的脆断抗力降低，当应力超过材料脆断抗力，则导致裂纹。如果已有显微裂纹，则可能导致裂纹的长大或扩展为宏观裂纹。

2）由于工件尺寸过大，结构复杂，冷处理温度过低(如－196℃)，冷处理所用介质冷却较快等因素，或增大原来的内应力，这些都可能形成冷处理裂纹。

冷处理裂纹的特征同淬火裂纹一样，实质是淬火裂纹。

防止冷处理裂纹的措施如下。

1）淬火工件凉透后再装入低温设备中。

2）对形状复杂、薄厚相差悬殊的工件，冷处理前，宜将细薄部分用石棉包扎。

3）冷处理后，待零件温度回升至室温后，立即进行回火和时效。

4）对形状复杂的零件，淬火和冷到室温后可先进行 110～130℃保温 30～40 min 的预回火，然后再进行深冷处理。

2.5.3　时效裂纹

有些合金如 GH141 镍基高温合金，在固溶处理时，碳化物全部溶入基体中，在 760～870℃之间保温，会在晶界生成连续的 $M_{23}C_6$ 碳化物薄膜，使合金脆化，这种材料的焊接件，在标准热处理时会产生应变时效裂纹。

为了减少 GH141 合金焊接件应变时效裂纹倾向，除在焊接时采取相应的措施外，可在焊前经过时效处理，或在焊前控制固溶处理后的冷却速度的方法（如表 2.8-4 所示）。然后再进行标准热处理。对于大型和复杂的焊接结构件，为避免变形，焊后不允许重新固溶处理时，则可采用两次时效处理工艺，即 900℃×1 h，760℃×10 h。

表 2.8-4　减少 GH141 合金应变时效倾向的焊前热处理工艺

工艺名称	热处理工艺
控制退火	固溶 1 080℃，保温适当时间后，以 22℃/min 冷却到 650℃后空冷
过时效处理	1 080℃×30 min 以 1.7～4.4℃/min 冷却到 980℃×4 h，以 1.7～4.4℃/min 冷却到 870℃×4 h，再以 1.7～4.4℃/min 冷却到 760℃×16 h 后空冷

2.5.4　磨削裂纹

淬硬的工具钢零件，或经渗碳、碳氮共渗并进行淬火的零件，在随后的磨削加工时有时会出现大量的磨削裂纹。这种裂纹通常细而浅，有时肉眼不易觉察，但借助磁粉探伤、酸浸或酸洗很容易显示。磨削裂纹呈龟裂或较有规则的排列，有时也呈辐射状。

图 2.8-23 是 GCr15SiMn 钢制轴承外圈磨削裂纹的形貌。裂纹分布在外圈内挡边不同部位，裂纹方向垂直于磨削方向（即径向）；裂纹在径向没有延伸到油槽和挡边边缘，处于挡边的中间位置，裂纹长度约 3～5 mm。在这批磨裂的外圈上，其裂纹严重程度不同，少则几条，多者达几十条，而且有明显磨削烧伤痕迹。

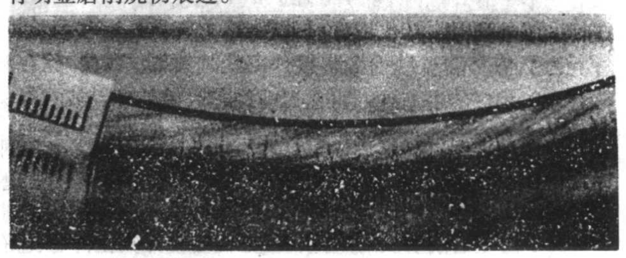


图 2.8-23　GCr15SiMn 轴承外圈磨削裂纹宏观形貌

一批 20CrMnTi 齿轮，热处理工艺为渗碳-淬火-回火，磨削后 19 件产品中有 13 件出现裂纹，裂纹形貌如图 2.8-24 所示。经金相分析显示，裂纹较细，深度为 0.45 mm，表面有二次回火层。由裂纹特征及表层金相组织可以判断，该齿轮表面裂纹属于磨削操作不当而产生的。同时又对齿部进行硬度测量为 63～64HRC（比技术要求 56～62HRC 高），说明回火不充分，也是造成磨裂的一个重要因素。

磨削时，如果工艺参数选择不当，或者操作不当，工件

表面温度达到150～200℃时表面因马氏体分解，体积缩小，而中心马氏体不收缩，使表层承受拉应力而开裂，裂纹与磨削方向垂直，裂纹相互平行。当磨削温度在200℃以上时，表面由于产生索氏体或托氏体，这时表层发生体积收缩，而中心则不收缩，使表层拉应力超过脆断抗力而出现龟裂现象。

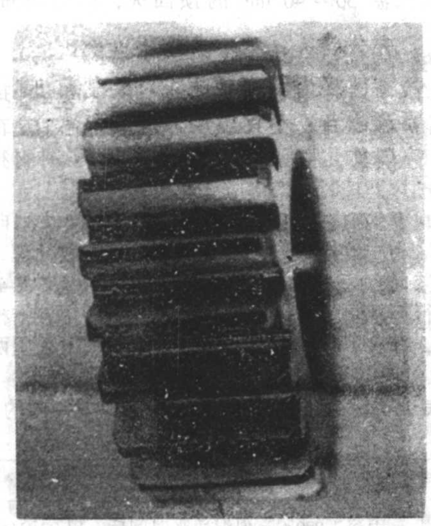


图 2.8-24　20CrMnTi 渗碳淬火齿轮磨削裂纹

有时零件表面温度可能高达820～840℃或更高，其温升速度高达每秒600℃，如果冷却不充分，则由于磨削形成的热量足以使表面薄层重新奥氏体化，并再次淬火而形成淬火马氏体。此外，磨削形成的热量使零件表面温度升高极快，这种组织应力和热应力导致磨削表面出现磨削裂纹。图2.8-25是GCr15钢制螺纹规磨削表面二次淬火的金相组织。

图 2.8-25　GCr15 钢制螺纹规表面二次淬火层组织　75×

零件淬火后，组织中如有大量的残留奥氏体，或是有网状碳化物，或淬火后回火不足而残余应力过大，均容易在磨削时出现磨削裂纹。

为了防止磨削裂纹的产生，一方面要使淬火工件有良好的组织，避免过多的残留奥氏体，要采取措施消除网状碳化物，充分回火；另一方面，在磨削时选用的砂轮粒度和硬度需与零件淬火硬度相适应，磨削速度（砂轮切线速度工件转数要选适当）不宜过快，进磨量不宜过大，磨削时冷却液要充分供给。

2.5.5　电镀裂纹

淬火零件在电镀时，或电镀前的酸洗时，会产生具有内应力的表面层。同时由于工件和溶液作用产生的氢会渗人钢中，温度越高，吸附的氢量也越大。溶液的离解度越强烈，则工件吸附和渗入的氢含量也越多。如果淬火零件在酸、碱等化学活性介质中停留时间较长，零件中的内应力则可引起应力腐蚀裂纹。

为了防止电镀裂纹产生，可以采取以下措施：

1）尽量减少零件在酸洗、电镀溶液中的停留时间；

2）尽量降低溶液的温度；

3）零件在电镀前充分回火，消除存在的内应力；

4）电镀后采用除氢处理（190～200℃）或低温时效（如120℃）来减轻氢的危害。

3　热处理畸变

工件的热处理畸变，主要是由于热处理应力造成的。工件的结构形状、原材料质量、热处理前的加工状态、工件的自重以及工件在炉中加热和冷却时的支承或夹持不当等因素也能引起畸变。

凡是牵涉到加热和冷却的热处理过程，都可能造成工件的畸变。但是，淬火畸变对热处理质量的影响最大。因为淬火过程中，组织的比体积变化大，加热温度高，冷却速度快，故淬火畸变最为严重。此外，淬火工艺通常安排在工件生产流程的后期，严重的淬火畸变往往很难通过最后的精加工加以修正，结果使工件因形状尺寸超差而报废，造成先前各道工序的人力物力的损失；即使对淬火畸变的工件能够进行校正和机加工修整，也会因而增加生产成本。工件热处理后的不稳定组织和不稳定的应力状态，在常温和零下温度长时间放置或使用过程中，逐渐发生转变而趋于稳定，也会伴随引起工件的畸变，这种畸变称为时效畸变。时效畸变虽然不大，但是对于精密零件和标准量具也是不允许的，实际生产中必须予以防止。工件的热处理畸变是热处理常见的主要缺陷之一。如何减小或控制热处理畸变是热处理工作者的一项重要任务。

3.1　热处理畸变类型及形成原因

工件的热处理畸变分为尺寸变化（体积变化）和形状畸变两种形式。造成这两种形式的畸变原因有所不同，尺寸变化归因于相变前后比体积差引起的工件的体积改变，形状畸变则是由于热处理过程中，在各种复杂应力综合作用下，不均匀的塑性变形造成的。这两种形式的畸变很少单独存在，但是对某一具体工件和热处理工艺，可能以一种形式的畸变为主。

3.1.1　热处理的尺寸变化

不同的组织具有不同的体积。常见组织的比体积如表2.8-5所示。

表 2.8-5　钢中各组织的比体积

组　织	w(C)/%	室温下的比体积/$cm^3 \cdot g^{-1}$
奥氏体	0～2	0.1212＋0.0033（C%）
马氏体	0～2	0.1271＋0.0025（C%）
铁素体	0～0.02	0.1271
渗碳体	6.7±0.2	0.130±0.001
ε-碳化物	8.5±0.7	0.140±0.002
石墨	100	0.451
铁素体＋渗碳体	0～2	0.1271＋0.0005（C%）
低碳马氏体＋ε-碳化物	0～2	0.1277＋0.0015（C%－0.25）
铁素体＋ε-碳化物	0～2	0.1271＋0.0015（C%）

工件在热处理加热和冷却过程中，由于相变引起的体积差造成体积变形。

工件在热处理过程中的体积变形，可以根据各相的比体

积和各相的相对量进行估算。对于碳的质量分数为1.05%的碳素工具钢，经790℃加热水淬，得到马氏体、残留奥氏体和未溶碳化物的混合组织时，产生的体积变形为

$$\frac{\Delta\varphi}{\varphi_0}=\frac{100-\varphi_C-\varphi_A}{100}\times(1.68w_M)+\frac{\varphi_A}{100}\times(4.62+2.11w_M)$$

$$w_M=\frac{w_S-0.067\varphi_C}{1-0.01\varphi_C}$$

式中，φ_A、φ_C 为残留奥氏体和碳化物的体积分数；w_M 为马氏体（残留奥氏体）的碳的质量分数；w_S 为钢的平均碳的质量分数。

假设 $\varphi_A=10\%$，$\varphi_C=2.5\%$，代入上式，则得到体积变化为+1.07%。若工件在每个方向上都以相同的比例变形，则尺寸变化为+0.35%。

碳钢组织转变时产生的体积变化和尺寸变化见表2.8-6。表中碳含量系指基体组织中的实际碳的质量百分数。

表 2.8-6　碳钢组织转变引起的尺寸变化

组织转变	体积变化/%	尺寸变化/%
球状珠光体→奥氏体	$-4.64+2.21(w_C)$	$-0.0155+0.0074(w_C)$
奥氏体→马氏体	$4.64-0.53(w_C)$	$0.0155+0.0018(w_C)$
球状珠光体→马氏体	$1.68(w_C)$	$0.0056(w_C)$
奥氏体→下贝氏体	$4.64-1.43(w_C)$	$0.0156-0.0048(w_C)$
球状珠光体→下贝氏体	$0.78(w_C)$	$0.0026(w_C)$
奥氏体→铁素体+渗碳体	$4.64-2.21(w_C)$	$0.0155-0.0074(w_C)$
球状珠光体→铁素体+渗碳体	0	0

淬火成马氏体的钢在回火过程中，发生复杂的组织变化，因而其体积变形随回火温度和时间而异。碳钢在100～200℃温区内回火，马氏体分解析出 ε 碳化物或 η 碳化物等中间碳化物，体积发生收缩；在200～300℃温区内回火，中、高碳钢的残留奥氏体发生分解，形成碳化物和铁素体，导致体积膨胀；回火温度高于300℃，中间碳化物逐渐被渗碳体所取代，体积再度缩小。回火温度继续升高，渗碳体发生粗化和球化，在400℃左右，铁素体开始发生回复和再结晶，其体积不再发生变化。图2.8-26为碳钢的回火转变及尺寸变化示意图。碳钢的上述回火转变温度及尺寸变化随钢的碳含量和加入合金元素而改变。

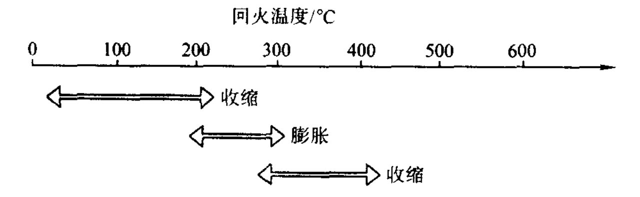


图 2.8-26　碳钢的回火温度与尺寸变化

3.1.2　热处理的形状畸变

工件热处理的形状畸变有多种原因。加热过程中残余应力的释放，淬火时产生的热应力、组织应力以及工件自重都会使工件发生不均匀的塑性变形而造成形状畸变。

工件细长，炉底不平，工件在炉中呈搭桥状态放置时，当加热至奥氏体化温度下保温过程中，常因自重产生蠕变畸变，这种畸变与热处理应力无关。工件在热处理前由于各种原因可能存在内应力，例如，细长零件经过校直，大进给量切削加工，以及预先热处理操作不当等因素，都会在工件中形成残余应力。热处理加热过程中，由于钢的屈服强度随温度的升高而降低，当工件中某些部位的残余应力达到其屈服强度时，就会引起工件的不均匀塑性变形而造成形状畸变和残余应力的松弛。

加热时产生的热应力，受钢的化学成分、加热的速度、工件的大小和形状的影响很大。导热性差的高合金钢，加热速度过快，工件尺寸大、形状复杂、各部分厚薄不均匀，会致使工件各部分的热膨胀程度不同而形成很大的热应力，导致工件不均匀塑性变形，从而产生形状畸变。

与工件加热时的情况相比，工件冷却时产生的热应力和组织应力对工件的变形影响更大。热应力引起的变形主要发生在热应力产生的初期，这是因为冷却初期工件内部仍处于高温状态，塑性好，在瞬时热应力作用下，心部因受多向压缩易发生屈服而产生塑性变形。冷却后期，随工件温度的降低，钢的屈服强度升高，相对来说塑性变形变得更加困难，冷却至室温后，冷却初期的不均匀塑性变形得以保持下来造成工件的畸变。

3.2　淬火畸变

3.2.1　淬火畸变的趋势

高度大于直径的圆柱体状工件淬火冷却时，在马氏体点 M_s 以上时，变形主要由热应力所引起，随冷却时间的不同，其变形过程如图2.8-27所示。τ_1 表示冷却刚开始，心表温差尚小，形成的瞬时热应力尚未达到钢在该温度下的屈服强度。τ_2 表示随着冷却的继续进行，心表温差的增大，瞬时热应力也不断增大，由于表面温度比心部温度低，表面材料的屈服强度比心部高，当表面瞬时拉伸热应力尚未达到材料的屈服强度时，心部的瞬时压缩热应力已经达到材料的屈服点，使心部开始发生压缩塑性变形。τ_3 表示随着热应力的增大，心部的塑性变形量也随之增大。τ_4 表示冷却后期，塑性变形结束，残余热应力形成。由于心部在瞬时热应力作用下，产生了压缩变形，结果使得圆柱体高度缩短，直径变粗，由于圆柱体中部比两端冷却慢，其心部塑性更好，压缩变形更大，最终造成腰鼓状变形。直径大于厚度的圆盘件，则厚度增大，直径缩小。

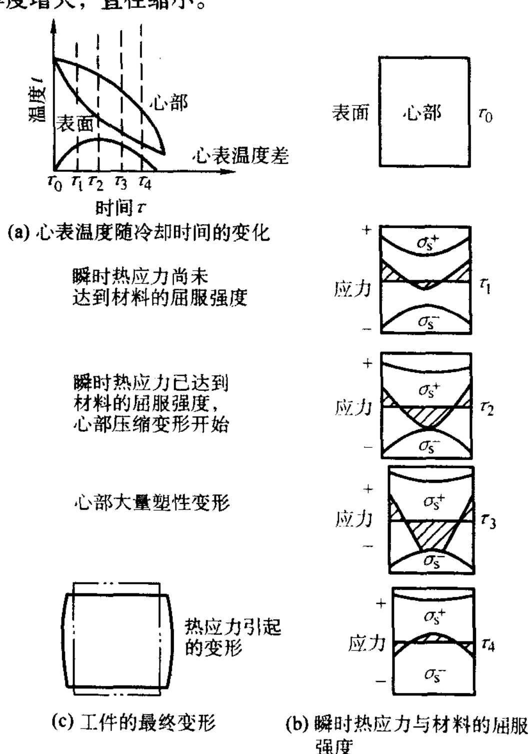


图 2.8-27　圆柱体工件热应力引起的变形过程示意图

用同样的分析方法可以说明，在 M_s 点以下，由于瞬时组织应力的作用，工件变形的趋势是沿最大尺寸方向伸长，沿最小尺寸方向收缩，表面内凹，棱角变尖，对于长度大于直径的圆柱体工件，具体表现为心部被拉长，直径变细，长度增加。实际生产中，淬火冷却时既有瞬时热应力，也有瞬时组织应力，由于它们引起的变形相反，工件最终的变形是两种应力引起的变形的叠加。

带有孔或型腔的工件的变形情况要复杂些。对于壁厚小于高度的带圆孔的工件，分析其淬火变形规律时，可以设想把工件沿纵向剖开分解成若干个单元体，每个单元体可近似地看成一个小圆柱体，在瞬时热应力作用下，每个小单元体都发生高度减小、直径增大的变形，其结果是由这些小单元体组成的孔型工件，必然是内孔收缩，外径增大。用同样的方法可以说明在瞬时组织应力作用下，工件内孔胀大，外径收缩。一些简单工件的变形趋势如表 2.8-7 所示。常见形状和复杂工件的淬火畸变趋势如表 2.8-7 至表 2.8-9 所示。

表 2.8-7　一些简单形状工件的变形趋势

零件类别	轴　类	扁平体	正方体	圆（方）孔柱体	圆（方）孔扁体
原始状态	d, L	L, d	d, L	D, d, L	L, d, D
热应力作用变形及尺寸变化	d^+,L^-	d^-,L^+	趋向球形	d^-,D^+,L^-	d^-,D^+
组织应力作用变形及尺寸变化	d^-,L^+	d^+,L^-	平面内凹，棱角突出	d^+,D^-,L^+	d^+,D^-
体积效应作用变形及尺寸变化	d^+,L^+ 或 d^-,L^-	d^+,L^+ 或 d^-,L^-	d^+,L^+ 或 d^-,L^-	d^+,D^+,L^+ 或 d^-,D^-,L^-	d^+,D^+ 或 d^-,D^-

表 2.8-8　几种形状复杂的零件的淬火变形倾向之一

工件形状	变形倾向	说　明	减小措施	备　注
	弯曲	凸向冷速快的一侧	1. 力求工件各面冷却均匀 2. 槽口用石棉绳堵塞后淬火 3. 厚大部分向下倾斜淬火 4. 厚大部分或冷速较慢部分迎向水面摆动淬火 5. 校直	50 钢 820℃水淬
	弯曲	凸向冷速快的一侧		T10 钢 800℃水淬
	弯曲　弯曲	凸向冷速快的一侧		T10 钢 800℃水淬

续表 2.8-8

工件形状	变形倾向	说 明	减小措施	备 注
	弯曲 β^+ 弯曲	β 角增大（+）平面易凹，向外凸起	1）力求工件各面冷却均匀 2）槽口用石棉绳堵塞后淬火 3）厚大部分向下倾斜淬火 4）厚大部分或冷速较慢部分迎向水面摆动淬火 5）校直	50 钢 820℃水淬
	弯曲	凸向冷速快的一侧		CrWMn 钢 820℃油淬，Cr12Mo 钢 1 000℃油淬
b a	弯曲① 弯曲②	当 $a \leqslant b$ 时，槽口 b 胀大（+），如①凸向上；当 $a > b$ 时，槽口 b 缩小，（−），如②凸向下		CrMn 钢 860℃油淬
	中孔缩小	中孔壁较厚，但较外缘薄	1）加速内孔冷却 2）内孔淋水预冷后淬火 3）内孔局部喷水淬火	
	中孔收缩较大	中孔壁很薄		
		中孔成椭圆	1）销孔用石棉绳堵死 2）易胀大处外周包以石棉绳 3）内孔局部淋水预冷淬火 4）用较低加热温度 中孔喷水淬火	
		沿孔壁薄处凸出		
		中孔成喇叭		
a	a 缩小（−）	中孔 a 处缩小		
a b	a^- 缩，b^+ 胀	凡模孔突出部分趋向胀大，型腔收缩		
a b	a^-，b^+	凡模孔突出部分趋向胀大，型腔收缩	1）包扎石棉绳淬火 2）薄壁局部淋水预冷淬火	
a	a^+	薄壁薄边易胀大		

续表 2.8-8

工件形状	变形倾向	说　明	减小措施	备　注
	a^+	a面凸起	长方槽孔堵石棉绳淬火 长方槽孔局部及a面淋水预冷淬火	
	a^-	a面凹入成凹面		
	a^+	槽口胀大		
		薄壁处凸出	内孔喷水冷却	
		薄壁处凸出		
		薄壁处凸出		
		槽底凹入		

表 2.8-9　几种形状复杂的零件的淬火变形倾向之二

工件形状	变形倾向	备　注
	见下表（d/D 与 D/h）	
	当 $a<h$ 时，A与a"+" $b<h$ 时，B与b"+" 当 $b<h$，$a>h$ 时， B与b"+"，A与a"−" 当 $b>h$，$a\leqslant h$ 时， B与b"−"，A与a"+" 当 $b>h$，$a>h$ 时， B与b、A与a均"−"	h值较小时 h值较小时 h值较小时 h值大小皆可
	$B\gg\frac{D}{2}$，内孔"−" $B\approx\frac{D}{2}$，内孔"+"或"−" $B<\frac{D}{2}$，"+" $B\ll\frac{D}{2}$，"++"	工件截面尺寸较小，高度也较小"++"即胀大较显著

D/h ＼ d/D	$<\frac{1}{2}$	$=\frac{1}{2}$	$>\frac{1}{2}$
<1	−	−	+，−
=1	−	+，−	+，−
>1	+，−	+，−	+，−

3.2.2 淬火畸变的影响因素

(1) 钢的淬透性

淬透性高的钢组织应力畸变倾向增大，淬透性低的钢热应力畸变倾向增大。

(2) 工件截面尺寸

不能淬透时，工件截面尺寸越大，淬硬层越浅，热应力畸变倾向越大。

(3) M_s 温度

M_s 温度越高组织应力引起的畸变倾向越大。

(4) 钢的含碳量

1) 低碳钢 M_s 温度高，但低碳马氏体比容较小，因而工件组织应力较小，一般说来以热应力畸变为主。

2) 中碳钢 M_s 温度较高，马氏体比容也较大，通常表现为组织应力畸变为主。

3) 高碳钢虽然马氏体比容大，但 M_s 温度低，因此热应力畸变倾向较大。

(5) 合金元素

碳含量不同的合金钢，合金元素对畸变的影响不同。低碳合金钢增加热应力畸变倾向，中碳合金钢比中碳碳素钢组织应力畸变倾向大。

(6) 冷却方法与冷却介质

1) M_s 以上慢冷能减少热应力引起的畸变，M_s 以下慢冷能减少组织应力引起的畸变。水-油双介质淬火，热应力畸变是主要的。

2) 碱浴和硝盐分级淬火对畸变的影响见表 2.8-10。

表 2.8-10 碱浴和硝盐分级淬火对畸变的影响

停留时间		碱浴或硝盐中水分含量		分级温度	
长	短	多	少	高	低
组织应力引起畸变倾向大	热应力引起畸变倾向大	热应力引起畸变倾向大	组织应力引起畸变倾向大	组织应力引起畸变倾向大	热应力引起畸变倾向大

3) 等温淬火时组织转变在恒温下发生，且贝氏体比容比马氏体小，因此组织应力畸变倾向小。

4) 搅拌淬火介质及工件摆动能增加冷却均匀性，减少因冷却不均引起的畸变。

(7) 淬火加热温度

淬火加热温度高，势必增加工件冷却时产生的温差，组织应力和热应力畸变都有增大趋势。

(8) 碳化物偏析

碳化物偏析引起工模具畸变的一般规律是平行于碳化物带的孔腔胀大，垂直于碳化物带的孔腔缩小（图 2.8-28）。这是因为淬火冷却孔腔发生收缩时，碳化物阻止基体收缩，平行于碳化物带的收缩量比垂直于碳化物带的收缩量小。

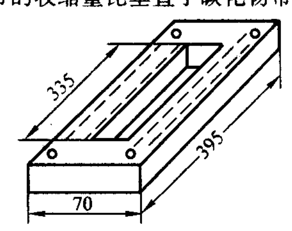


图 2.8-28 碳化物偏析对畸变的影响
（图中虚线为碳化物分布示意图）

3.2.3 减少淬火畸变的途径和方法

(1) 采用合理的热处理工艺

1) 降低淬火加热温度。在保证工件性能达到要求的前提下，尽量采用较低的淬火加热温度，对减少热应力和组织应力畸变都有作用。

2) 缓慢加热或对工件进行预热，可减少加热过程中的热畸变。

3) 静止加热法。对于极细长或极薄的零件，为了减少盐浴磁搅拌对工件的冲击作用，可采用断电加热，减少零件弯曲畸变。

4) 尺寸较大的细长件，在井式炉中采用悬挂加热比用箱式炉加热畸变小。

5) 某些截面尺寸较小的工件，如果对心部强度要求不高，通过快速加热，减少热量向心部传递，从而降低冷却时心部与表面的温差，对控制畸变也有一定效果。

6) 合理的捆扎和吊挂能避免自重引起的热畸变（图 2.8-29 和图 2.8-30）。

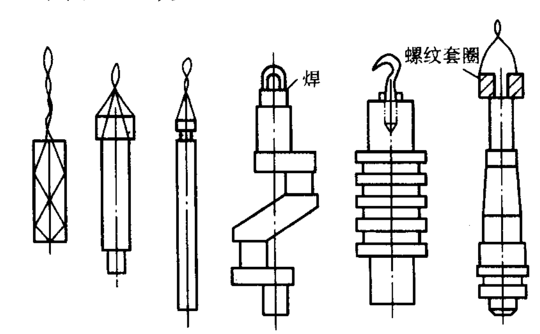


图 2.8-29 轴类零件吊挂方法

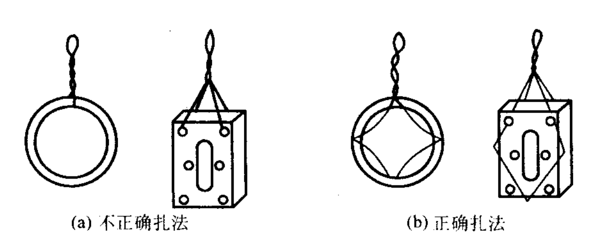


图 2.8-30 合理的捆扎方法

7) 正确选用淬火方法与淬冷方式。

① 马氏体分级淬火可减少工件温差，减小热应力和组织应力畸变，尤其是细长件和薄壁件采用分级淬火效果更好。

② 贝氏体等温淬火能有效减少组织应力引起的畸变，对减小热应力引起的畸变也有一定作用。

③ 根据工件形状采用合理的淬入方式，使冷却均匀（图 2.8-31），可减少冷却不均引起的畸变。

8) 预变形，根据工件的特点，掌握其畸变的规律，在淬火前人为地使工件反向预畸变，使之与淬火后的畸变相抵消。

(2) 合理设计

1) 工件形状力求对称，避免截面相差悬殊，减少因冷却不均引起的畸变。如镗杆一侧有一个槽，淬火易产生弯曲畸变，在两侧都开上槽（图 2.8-32），可减少畸变。

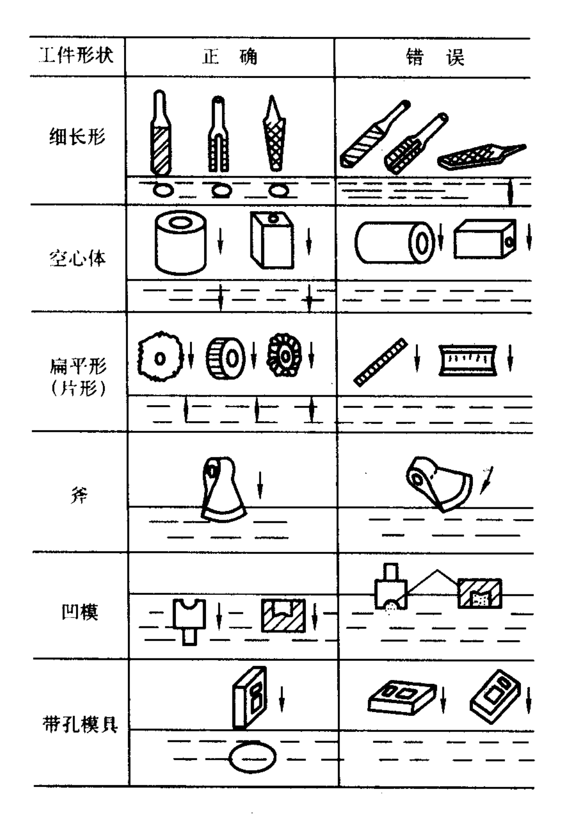


图 2.8-31　不同形状零件的淬入方式

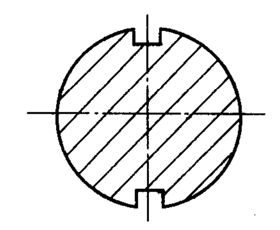


图 2.8-32　镗杆截面

2）易畸变的槽形工件或开口工件（如弹簧夹头），为了减少槽口的胀大或缩小，淬火前使其成为封闭结构，淬火后再切开。图 2.8-33 为一槽形零件示意图。原来淬火后畸变很大，经加筋后（图中阴影部分），使畸变得到控制，淬火后再将筋切开。

图 2.8-33　槽形零件加筋控制畸变

3）布设工艺孔。图 2.8-34 为一不规则凹槽，为了减少 S 处型腔缩小，增加工艺孔 A。

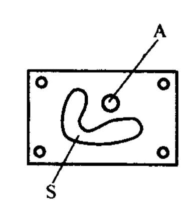


图 2.8-34　凹槽增设工艺孔

4）复杂件采用组合结构，即将一个复杂件分解为几个简单的单元体，分别实施微畸变淬火后，再组装起来。图 2.8-35 为一大型凹模，若用整体结构，淬火后模腔各处胀缩不一，并产生刃口凹凸不平和平面扭曲畸变。采用组合结构（图中分为四块），可使畸变得以解决。

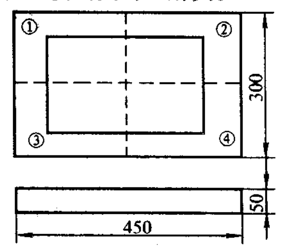


图 2.8-35　大型拼块凹模

5）正确选用钢材。易产生畸变的工件可选用临界冷却速度小的合金钢制造，便于采用冷速缓慢的淬火介质。对于精度高、热处理畸变小的工模具可选用微畸变钢。高精度塑料模具可选用预硬钢。

（3）合理的锻造和预先热处理

严重的碳化物偏析、带状组织等使淬火畸变呈各向异性或无规律。通过锻造改善碳化物分布，不仅能减少畸变，对提高零件使用寿命也有利。

预先热处理能消除残余应力，改善原始组织，从而减小淬火畸变。

3.3　化学热处理畸变

化学热处理工件的表面和心部成分和组织不同，具有不同的比体积和不同的奥氏体等温转变图，因此，其热处理畸变的特点和规律不同于一般工件。化学热处理层深有限，为了发挥渗层的有利作用，工件经过化学热处理后，只允许进行加工余量不大的磨削加工或不再进行机械加工，相对于一般工件，化学热处理工件的变形校正工作更难以进行，因此，化学热处理工件的变形要求比较严格，研究和掌握化学热处理工件的畸变规律和预防方法是热处理实践中的重要内容。

3.3.1　渗碳工件的畸变

渗碳工件通常用低碳钢和低碳合金钢制造，其原始组织为铁素体和少量珠光体，根据工件的服役要求，工件经过渗碳后需要进行直接淬火、缓冷重新加热淬火或二次淬火。渗碳工件在渗碳后缓冷和渗碳淬火过程中由于组织应力和热应力的作用而发生变形，其变形的大小和变形规律取决于渗碳钢的化学成分、渗碳层深度、工件的几何形状和尺寸以及渗碳和渗碳后的热处理工艺参数等因素。

工件按其长度、宽度、高度（厚度）的相对尺寸可以分为细长件、平面件和立方体件。细长件的长度远大于其横截面尺寸，平面件的长度和宽度远大于其高度（厚度），立方体件三个方向的尺寸相差不大。最大热处理内应力一般总是产生在最大尺寸方向上。若将该方向称为主导应力方向，则低碳钢和低碳合金钢制造的工件，渗碳后缓冷或空冷心部形成铁素体和珠光体时，一般沿主导应力方向表现为收缩变形，收缩变形率约为 0.08%～0.14%。钢的合金元素含量增加、工件的截面尺寸减小时，变形率也随之减小，甚至出现胀大变形。图 2.8-36a 为 20 钢制造的量规，经过气体渗碳后（渗碳层深度 1.0 mm），长度方向收缩 0.26 mm；图 2.8-36b 为 20CrMn 钢制造的辅具，经过 920～940℃固体渗碳缓冷后（渗碳层深度约 1.0 mm），孔距 252 mm 收缩变形量为 0.12～0.14 mm。

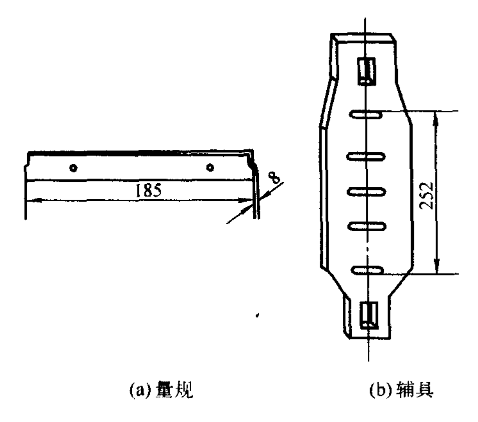


图 2.8-36　渗碳工件

截面厚度差别较大形状不对称的细长杆件，渗碳空冷后易产生弯曲变形。弯曲变形的方向取决于材料。低碳钢渗碳工件冷却快的薄截面一侧多为凹面；而 12CrN3A、18CrMnTi 等合金元素较高的低碳合金钢渗碳工件，冷却快的薄截面一侧往往为凸面。图 2.8-37 为渗碳的导轨磨床镶条，用 15 钢制造，经过渗碳空冷后，工件向冷却快的两条薄筋面一侧弯曲，用 12CrNi3A 钢制造时，则向相反一侧弯曲。

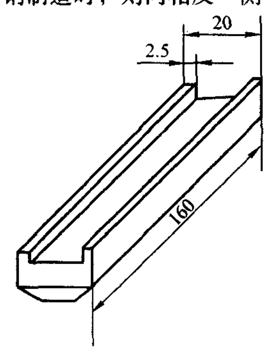


图 2.8-37　渗碳导轨磨床镶条

低碳钢和低碳合金钢制造的工件经过 920 ~ 940℃温度下渗碳后，渗碳层碳的质量分数增加至 0.6% ~ 1.0%，渗碳层的高碳奥氏体在空冷或缓冷时要过冷至 Ar_1 以下温度（600℃左右）才开始向珠光体转变，而心部的低碳奥氏体在 900℃左右即开始析出铁素体，剩余的奥氏体过冷至 Ar_1 温度以下也发生共析分解转变成珠光体。从渗碳温度过冷至 Ar_1 温度，共析成分的渗碳层未发生相变，高碳奥氏体只随着温度的降低而发生热收缩，与此同时，心部低碳奥氏体却因铁素体的析出比体积增大而发生膨胀，结果心部受压缩应力，渗碳层则受拉伸应力。由于心部发生 γ→α 转变时，相变应力的作用使其屈服强度降低，导致心部发生压缩塑性变形。低碳合金钢强度较高，相同条件下心部的压缩塑性变形量较小。

形状不对称的渗碳工件空冷时，冷却快的一侧奥氏体线长度收缩量大于冷却慢的一侧，因而产生弯曲应力，当弯曲内应力大于冷却慢的一侧的屈服强度时，则工件向冷却快的一侧弯曲。对于合金元素含量较高的低碳合金钢，渗碳后表层具有高碳合金钢的成分，空冷时冷却快的一侧发生相变，形成硬度较高、组织比体积较大的新相，而另一侧因冷却较慢形成的新相硬度较低，故出现相反的弯曲变形。

渗碳工件的淬火变形规律可以用相同的方法分析。渗碳件的淬火温度通常为 800 ~ 820℃，淬火时渗碳层的高碳奥氏体从淬火温度冷却至 M_s 点温度区间内将发生明显的热收缩；而同时心部低碳奥氏体转变为铁素体和珠光体、低碳贝氏体或低碳马氏体。不论转变为何种组织，心部都因组织比体积的增大而发生体积膨胀，结果在渗碳层与心部产生较大的内应力。一般来说，未淬透的情况下，由于心部的相变产物为屈服强度较低的铁素体和珠光体，因而心部在渗碳层热收缩的压缩应力作用下，沿主导应力方向产生收缩变形；当心部的相变产物为强度较高的低碳贝氏体和低碳马氏体时，表层高碳奥氏体则在心部胀应力作用下产生塑性变形，结果沿主导应力方向而胀大。

随着渗碳钢碳含量和合金元素含量的增加，渗碳件淬火后心部硬度升高，主导应力方向胀大，倾向增大。图 2.8-38 为渗碳工件主导应力方向的变形率随心部硬度的变化曲线。当心部硬度为 28 ~ 32HRC 时，渗碳工件的淬火变形很小。随着心部硬度的升高，胀大变形倾向增大。很明显，提高淬火加热温度，选用剧烈的淬火冷却介质，提高渗碳钢的淬透性等凡导致渗碳工件心部硬度升高的因素，都会增大渗碳工件沿主导应力方向的胀大倾向。

20CrMnTi 钢和 20CrMo 钢制造的七种花键孔齿轮经过碳氮共渗淬火回火后，花键孔产生了收缩变形，收缩的大小与心部硬度和钢的碳含量有关，碳含量偏下限的收缩变形量较小，心部硬度超过 40HRC 时，变形量显著增大，如图 2.8-39 所示。

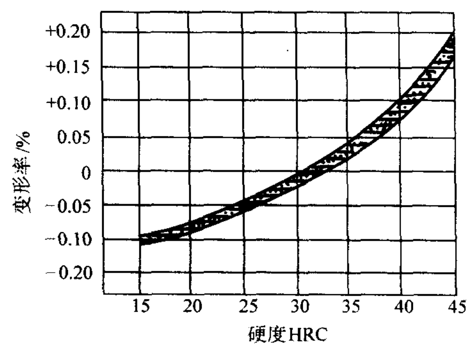


图 2.8-38　渗碳工件淬火后心部硬度和变形率的关系

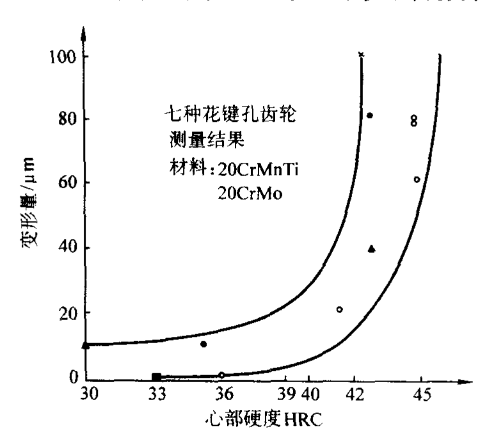


图 2.8-39　心部硬度对花键孔变形量的影响

3.3.2　渗氮工件的畸变

渗氮能够有效地提高工件表面的硬度和抗疲劳性，并能在一定程度上改善其耐蚀性。渗氮温度较低，约为 510 ~ 560℃，钢铁材料在渗氮过程中，基体金属不发生相变，因此，渗氮工件变形较小。渗氮一般是热处理的最后一道工序，工件在渗氮之后，除了高精度的工件还要进行研磨加工外，一般不再进行其他机械加工，因此，渗氮被广泛用来处理要求硬度高而变形小的精密零件。尽管如此，渗氮工件仍会产生变形。由于氮原子的渗入，使渗氮层的比体积增大，因此，渗氮工件最常见的变形是工件表面产生膨胀，由于表

面渗氮层的胀大受到心部的阻碍，表层受到压应力，心部受拉应力作用。内应力的大小受零件截面大小、渗氮钢的屈服强度、渗氮层氮浓度及渗氮层深度等因素的影响。当工件截面尺寸较小、截面形状不对称、炉温和渗氮不均匀时，渗氮工件也会产生尺寸变化或弯曲与翘曲变形等形状畸变。

轴类零件经过渗氮后其变形规律是外径胀大，长度伸长。径向胀大量通常随工件直径的增大而增大，但最大胀大量不超过0.055 mm。长度伸长量一般大于径向胀大量，其绝对值随轴的长度增加而增大，但并不随轴的长度变化而成比例地变化。渗氮的套类工件的变形取决于壁厚，壁厚薄时，内外径都趋向于胀大，随着壁厚的增大，胀大量减小，壁厚足够大时，内径有缩小的趋势。图2.8-40为30CrMoAl钢制造的套筒在525℃渗氮72 h后内径和外径的尺寸变化与壁厚的关系。可以看出，壁厚小于20 mm，内外径都胀大，壁厚大于20 mm，内径缩小。

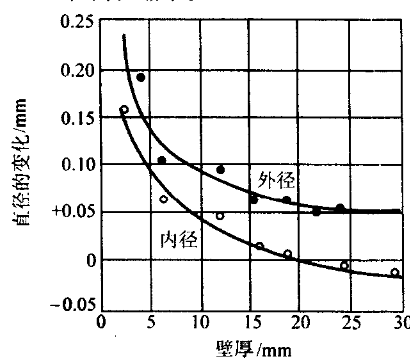


图2.8-40 套类工件渗氮后内径和外径尺寸变化与壁厚的关系
（材料：38CrMoAl，外径70 mm，高度50 mm）

一般情况下，当工件的有效截面尺寸大于50 mm时，渗氮处理的主要变形方式是表面膨胀。但随着工件横截面积的减小，当渗氮层的截面积与心部截面积之比大于0.05小于0.7时，除了表面膨胀外，还必须考虑内应力引起的变形，沿工件主导应力方向的变形量可以用下面的经验公式近似予以估算：

$$\Delta l = k\frac{N}{K}\%$$

式中，Δl 为主导应力方向长度的增加；k 为系数，取决于材料和渗氮工件横截面的形状；N 为渗氮层的横截面积；K 为心部的横截面积。

常用渗氮钢的 k 值如表2.8-11所示。

表2.8-11 常用渗氮钢的 k 值

工件横截面形状	38CrMoAlA	40CrNiMo
圆形	0.3	0.15
方形	0.4	0.2

3.4 热处理变形的校正

工件的热处理变形可以在一定程度上加以控制和减小，但是不能够完全避免，实践上往往需要对变形的工件进行校正。常用的校正方法可分为机械校正法和热处理校正法两类。

3.4.1 机械校正法

机械校正法是采用机械或局部加热的方法使变形工件产生局部微量塑性变形，同时伴随着残余内应力的释放和重新分布达到校正变形的目的。常用的机械校正法有冷压校正、淬火冷却至室温前的热压校正、加压回火校正、使用氧乙炔火焰或高频对变形工件进行局部加热的“热点”校正、锤击校正等。

（1）冷压校直

已产生弯曲畸变的零件，在凸出面最高点施加外力并使其发生塑性变形，即可实现校直（图2.8-41）。这种方法适用于硬度低于35HRC的轴类件。

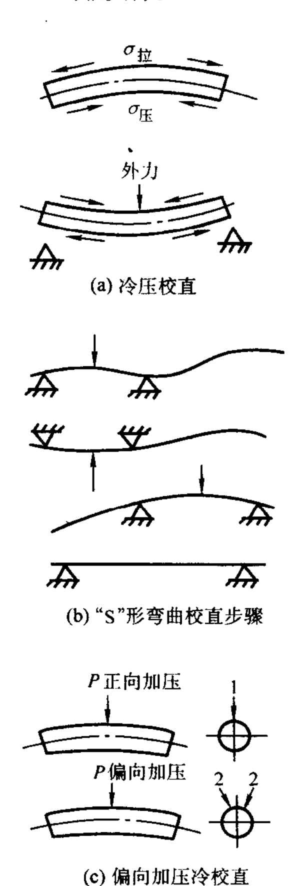


图2.8-41 冷压校直法示意图

（2）反击校直

用硬度大于60HRC的钢锤连续敲击弯曲工件的凹处（图2.8-42），使零件小面积产生塑性变形，凹处表面向四周扩展延伸，从而使畸变得到校正。这种方法多用于硬度大于50HRC的工件。

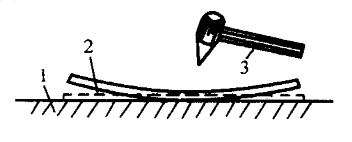


图2.8-42 反击校直法示意图
1—平台；2—钢件；3—手锤

（3）热点校直

氧乙炔火焰加热畸变零件的凸起部分，然后用水（碳钢）或油（合金钢）迅速却冷，使受热部分在热应力作用下收缩，即可消除畸变。这种方法适用于硬度大于35～40HRC的工件。

（4）热校直

工件淬火冷至 M_s 温度附近，组织中尚有大量奥氏体。此时进行校直。可利用奥氏体的良好塑性和相变超塑性，使畸变得到校正。

这种方法适用于淬透性高的高合金钢。

（5）回火校正

将淬火工件装入特定夹具中回火，并施加一定的压力，

很容易使畸变得到校正。此方法适用于回火温度高于 300℃ 的薄片状零件如活塞环，铣刀片等。图 2.8-43 为摩擦片回火压直示意图。

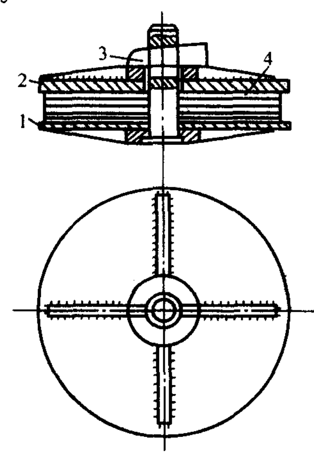


图 2.8-43　摩擦片回火压直法示意图

1—下压板；2—上压板；3—楔铁；4—工件

机械校正的零件在使用、放置过程中或进行精加工时，由于残余应力的衰减和释放可能部分地恢复原来的变形和产生新的变形。因此，对于承受高负荷的工件和精密零件，最好不要进行机械校正。必须进行机械校正时，校正达到的塑性应变应该超过热处理变形的塑性应变，但校正塑性变形量必须控制在很小的范围内，一般应大于弹性极限应变的 10 倍，小于条件强度极限的十分之一。校正要尽可能在淬火后立即进行，校正后应进行消除残余应力处理。热处理变形工件的校正，要求操作者具有熟练的技术并很费工时，因此，校正自动化是热处理工作者的一项重要任务。

3.4.2　热处理校正法

对于因热处理胀大或收缩变形而尺寸超差的工件，可以重新使用适当的热处理方法对其变形进行校正。常用的热处理校正法有在 Ac_1 温度下加热急冷法对胀大变形的工件进行收缩处理和淬火胀大法对收缩变形的工件进行胀大处理。在 Ac_1 温度下加热在水中急冷，工件不发生组织比体积变化的相变，因此，不会产生组织应力，只产生因心部和表面热收缩量不同而形成的热应力。急冷时工件表面急剧收缩对温度较高塑性较好的心部施以压应力，使工件沿主导应力方向产生塑性收缩变形，这是热处理收缩处理法的机理。钢的化学成分不同，其热传导和热膨胀系数不同，在 Ac_1 温度下加热后，钢的塑性和屈服强度也不相同，靠热应力所能达到的塑性收缩变形效果不尽相同，一般碳素钢和低合金钢的收缩效果比较明显，高碳高合金钢的收缩效果则比较差。

收缩处理的加热温度应根据 Ac_1 选择，以保证在水中激冷时不淬硬为原则。对奥氏体稳定性差的碳钢可采用稍高于 Ac_1 的温度，以利用相变温度区的相变超塑性达到最大的收缩效果。各类钢的加热温度是：

碳素钢　　$Ac_1 - 20 \sim Ac_1 + 20$℃

低合金钢　　$Ac_1 - 20 \sim Ac_1 + 10$℃

低碳高合金钢（1Cr13、2Cr13、18Cr2Ni4WA 等）$Ac_1 - 30 \sim Ac_1 + 10$℃。

奥氏体型耐热耐蚀钢　　850 ~ 1 000℃

加热时间应保证工件充分热透，冷却以食盐水激冷为最好。Ac_1 温度下加热急冷收缩处理法，可以收缩处理各种不同形状的工件，如环形工件的内孔和外圆，扁方工件的孔、孔距尺寸及外形尺寸，轴类工件的长度以及某些需要局部尺寸收缩的工件等。

使用淬火胀大法校正工件的收缩变形主要适用于形状简单的工件。其原理是利用淬火时工件表层发生马氏体相变时比体积增大，对尚未发生马氏体相变或未淬透的心部施以拉应力，通过心部拉伸塑性变形达到使工件沿主导应力方向胀大的目的。对于低中碳钢和低中碳合金结构钢制造的工件，使用常规淬火加热温度的上限温度加热水淬时，在工件淬透或半淬透的情况下，可使主导应力方向胀大 0.20% ~ 0.50%。形状简单的工件可以在稍高于 Ac_1 温度下加热正火后，重复淬火 1 ~ 2 次。CrMn、9CrSi、GCr15、CrWMn 等过共析合金工具钢件，在原来未淬透的情况下，可按常规热处理规范的上限加热温度加热，并尽可能淬透或获得较深淬硬层，可使工件沿主导应力方向胀大 0.15% ~ 0.20%。淬火后应经 240 ~ 280℃ 回火。这类钢的淬火胀大变形主要靠淬火时马氏体相变的比体积增大，故胀大变形量有限，并有淬裂的危险。

4　残余内应力

工件在热处理的加热和冷却过程中，由于热胀冷缩和相变时新旧相比体积差异而发生体积变化，由于工件表层和心部存在温度差和相变非同时发生以及相变量的不同，致使表层和心部的体积变化不能同步进行，因而产生内应力。

残余内应力是产生热处理畸变和开裂等工艺缺陷的原因，工件内部的残余内应力还将影响硬度、耐磨性能、疲劳强度、腐蚀性能等使用性能。残余内应力大多数情况下是有害的，有时是有益的，因此应设法消除或调整。

热处理内应力的特点如下。

1）没有外力作用时零件同一截面的热处理内应力的代数和等于零。

2）热处理内应力大于材料的屈服强度时，发生畸变，内应力自行降低。

3）热处理内应力大于材料的强度极限时，产生开裂。

4.1　热处理内应力

热处理内应力按照其产生原因，可以分为热应力和组织应力。各种热处理工艺将产生不同的内应力。

4.1.1　淬火工件的残余应力

（1）热应力

热应力是指由表层与心部的温度差引起的胀缩不均匀而产生的内应力。图 2.8-44 为圆柱体试样在加热和冷却时的内应力变化情况。

加热初期，表层温度较高，热膨胀大，但受到温度较低的心部的牵制，于是在试样表层产生压应力，心部为拉应力。继续升温时，此应力值随着心部和表层温度差的增大而增加，达到最大值后，又随着心部与表层温度差的减小而降低，直至减小到零，继而发生应力反向，如图 2.8-44a 所示。由于材料的屈服强度随温度的升高而降低，而内应力超过屈服强度时，将引起塑性变形使内应力得以松弛。因此，加热时产生的内应力对工件的影响较小。但是对于导热性差的高合金钢，例如，Cr12、Cr12MoV、W18Cr4V 等工具钢，仍需采用多次预热或缓慢加热，以免产生过大的热应力，导致工件的严重变形和开裂而报废。

冷却时情况则相反，开始时表层由于先冷却而发生大于心部的收缩，由于心部的限制，表层产生拉应力，而温度较高强度较低的心部则受压应力，当应力超过心部的屈服强度时，心部发生塑性变形使内应力得到部分松弛。这种内应力随着冷却的继续进行，先是随心部和表面温度差的增大而增大，但当表层温度接近室温或冷却介质的温度时，心部以相对快的速度开始冷却而收缩，结果工件内形成与冷却初期阶段方向相反的内应力，这两种内应力先是互相抵消，但是由

于冷却后期工件的温度较低，屈服强度升高，无论是心部还是表面都不会发生冷却开始时那样大的塑性变形，如果不发生相变，冷却结束时，最终的残余热应力为表面受压应力，心部受拉应力，如图2.8-44b所示。

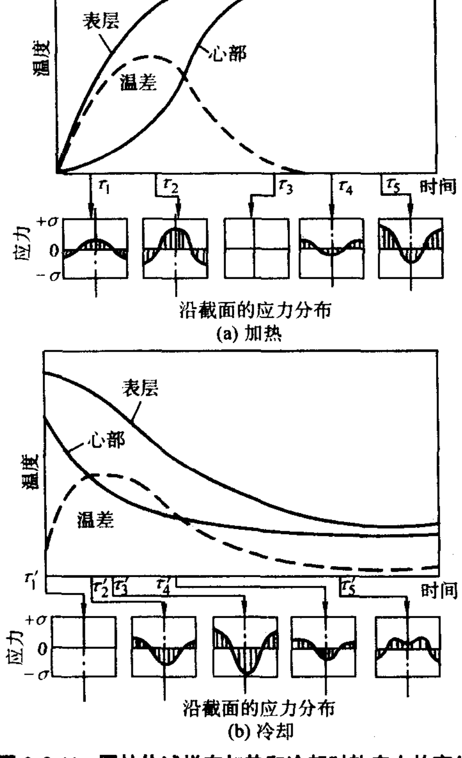
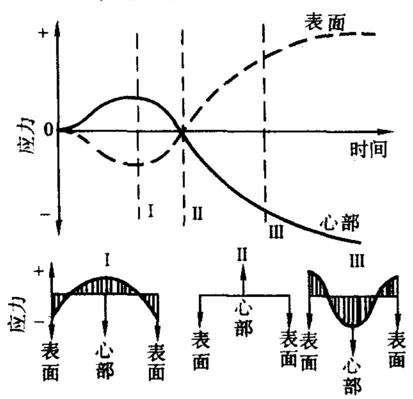


图2.8-44 圆柱体试样在加热和冷却时热应力的变化

(2) 组织应力

组织应力起因于相变引起的比体积变化，又称相变应力。图2.8-45为圆柱体钢样在淬火过程中，发生马氏体相变时组织应力的变化情况。淬火时，马氏体相变总是开始于表面，然后向心部扩展，发生了马氏体相变的表层，因其体积膨胀必然对尚处于奥氏体的心部施以拉应力，而其本身则因心部的限制而受压应力，压应力的峰值随相变的进行向心部移动。由于奥氏体具有良好的塑性和很低的屈服强度，因此，相变应力必将引起处于奥氏体状态的心部发生塑性变形，随后当心部温度降低到 M_s 点而发生马氏体相变时，伴随的体积膨胀由于受到已转变成马氏体的坚硬的表层的阻碍，产生了与前述应力相反的组织应力，随着心部马氏体相变的进行，组织应力发生反向，最终形成了表层为拉应力，心部为压应力的残余组织应力。



2.8-45 圆柱体钢样淬火时组织应力的变化

(3) 淬火工件的残余应力分布及影响因素

对于发生相变的热处理工件，其残余应力是热应力和组织应力叠加的结果。残余应力的大小和分布取决于钢的化学成分、淬透性、工件的形状、尺寸和热处理工艺。图2.8-46为完全淬透情况下，碳含量对淬火圆柱体钢样残余应力的影响，其轴向应力和切向应力在表面和心部均为压应力，中间层则呈现拉应力，拉应力的最大值随碳含量的增加向表面趋近。这是由于随碳含量增加，发生马氏体相变时的比体积变化增大，马氏体相变温度 M_s 点则降低，由此造成热应力减弱，呈现以组织应力为主的分布特征。

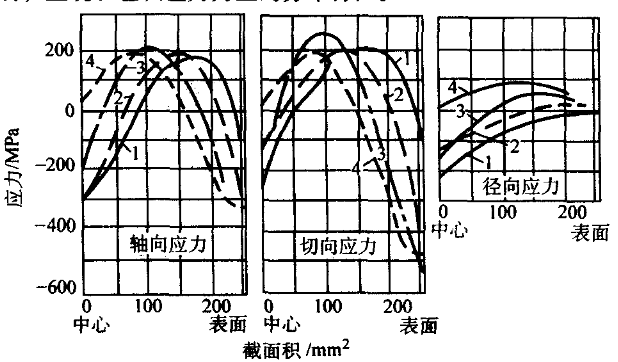


图2.8-46 碳含量对完全淬透的圆柱体钢样残余应力的影响
(铬钢，ϕ18 mm，850℃水淬)
1—w(C) = 0.98%；2—w(C) = 0.51%；3—w(C) = 0.33%；4—w(C) = 0.20%

在未淬透情况下，无论心部转变成珠光体或贝氏体，相变结束时，形成马氏体的表层由于比体积大，相对于心部总是倾向于膨胀，结果表面形成压应力，心部形成拉应力。应力值的大小则随未淬硬区的大小不同而变化。

工件的尺寸大小和几何形状对内应力的影响情况很复杂，一般倾向是随工件尺寸增大，残余应力向热应力型转化。对于几何形状复杂或尺寸突变的工件，残余应力往往在应力集中部位显著增大。

图2.7-47为淬火冷却方式对 w(C) = 0.3%碳钢圆筒形试样残余应力分布的影响。只从外面淬火时，其应力分布与无内孔的圆柱试样淬火时的情况相似（图2.8-47b）；只从内孔淬火时，情况则相反（图2.8-47a），即形成内孔面压缩，外圆面拉伸的残余应力；若内外表面同时淬火，其应力分布介于上述两种情况之间，内外表面形成压应力，而在未淬硬的中间层产生拉应力（2.8-47c）。因此，从残余应力分布的角度，对于这类筒形零件，最好是同时从内外面淬火。

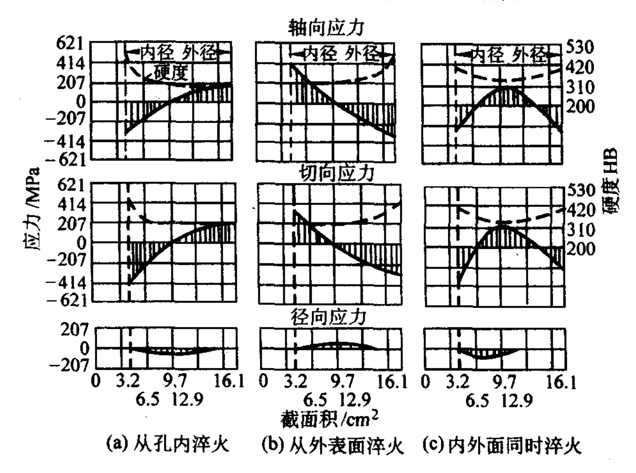


图2.8-47 w(C) = 0.3%碳钢圆筒试样从865℃水淬时产生的残余应力
(ϕ50 mm × 24 mm 试样)

完全淬透的情况下，淬火冷却速度越快，热应力越大，而对组织应力的影响不大；未淬透时，淬火冷却速度既影响热应力，也影响组织应力，其最终结果取决于对两者影响的相对大小。

4.1.2　表面淬火工件的残余应力

工程上常用的表面淬火方法主要有高频感应加热淬火和火焰淬火两种，经这两种方法淬火的工件具有相似的残余应力分布。图 2.8-48 为圆柱体钢样高频感应加热淬火时残余应力形成机理示意图。感应加热终了后的状态如图 2.8-48a 所示，假如钢的原始组织为珠光体，则一方面表层转变为奥氏体时体积要收缩，另一方面温度升高表层体积要膨胀，不论是膨胀还是收缩，由于受到未被加热的心部的牵制，都会导致表层的塑性变形使本该产生的应力得到松弛。图 2.8-48b 为冷却终了后的状态，此时心部仍然没有任何变化，但加热后受到急冷的表层却因马氏体相变而发生膨胀。马氏体是一种强硬的组织，尽管它也像加热时奥氏体的膨胀（或收缩）那样，也受到心部的牵制，但它却难以发生塑性变形。如图 2.8-48b 中箭头所示，在表层和心部之间一方面发生弹性变形，一方面又相互牵制，如果假想表层和心部可以分离，那么在两者之间一定会形成间隙。但是，表层和心部实际上是不能分离的，结果是本来要膨胀的淬过火的表层因受到来自内侧的牵制而产生压应力，心部则形成拉应力。

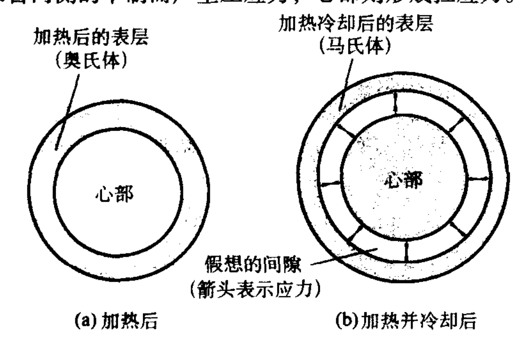


图 2.8-48　高频淬火时残余应力形成机理示意图

高频感应加热淬火的残余应力的大小和分布与淬火层的深度和硬度分布、工件尺寸、加热和冷却规范等许多因素有关。淬火层深度对残余应力的分布有显著影响，随淬火硬化层深度的增大，表层残余压应力增大，淬火层下最大的拉应力峰向中心移动；但当淬火层深度超过一定值后，表层的残余压应力又随淬火层深度的增加而降低，如图 2.8-49 所示。对于中小尺寸的钢件，当淬火层总深度为工件半径的 10%～20%时，其残余应力的分布最为有利。对于大型零件来说，该比例可能要小些，但一般只要淬火层总深度不超过钢的淬透性时，就能得到有利的残余应力分布。

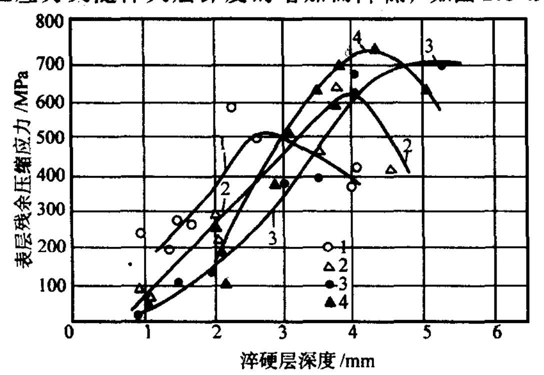


图 2.8-49　淬火层深度与表层最大压应力的关系

试验用钢的化学成分（质量百分数）

1—0.44C－0.24Si－0.73Mn；

2—0.12C－0.20Si－0.45Mn－1.3Cr－4.45Ni－0.85W；

3—0.39C－0.26Si－0.65Mn－0.68Cr－1.58Ni－0.16Mo；

4—0.38C－0.28Si－0.99Mn－1.33Cr－0.36Mo

淬火层深度相同时，表层的残余压应力随着工件尺寸的增大而增大，而未淬火的心部拉应力则降低。沿淬火层深度上的硬度分布太陡和太缓，对残余应力的分布均有不利的影响，硬度分布太陡，拉应力的最大值向表面趋近，虽然表面具有有益的压应力，但对强化零件的安全作用却减小，因为破坏往往起始于淬火层下的最大拉应力处。硬度分布过缓，虽然危险的拉应力值较小，并向心部移动，但是，有益的表面压应力却也随之降低了。因此，一般认为高频感应加热淬火过渡区的宽度宜为淬火层深度的 20%～30%。

在局部表面加热淬火时，淬火区内残余应力沿层深的分布符合通常感应加热淬火残余应力的分布规律，表面为残余压应力，残余压应力层的深度与淬火硬化层的深度相当。在淬火区与未淬火区的交界处附近，表面的残余压应力减小，压应力层的深度变薄，甚至表面形成残余拉应力。图 2.8-50 为 Cr12 型马氏体不锈钢板状试样，经局部高频感应加热淬火后，残余内应力的分布情况，可以看出，距淬火区外 3 mm 处（测点 3），表面残余应力已接近衰减为零，只有约 －50 MPa，层下仅 4 μm 处，即转化为残余拉应力，沿层深主要呈拉应力型分布。该区的存在降低了钢件的疲劳强度和应力腐蚀抗力，应给予充分重视。

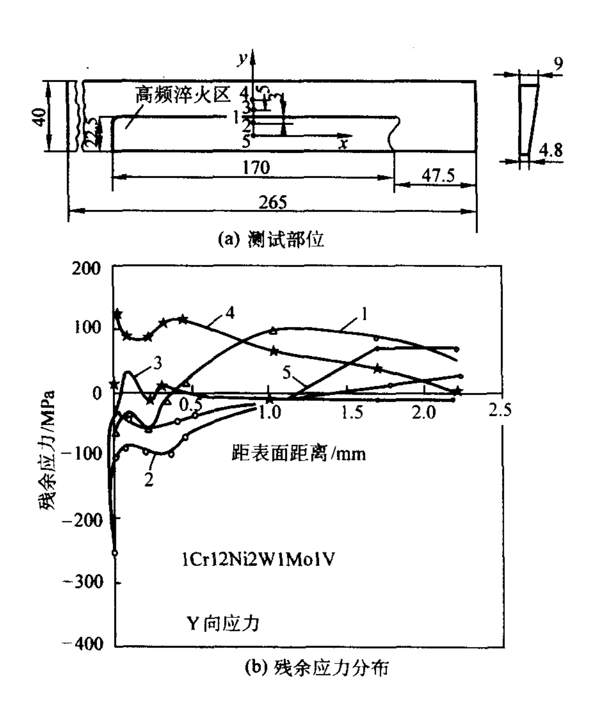


图 2.8-50　Cr12 型马氏体不锈钢板状试样局部高频淬火的残余应力分布

4.1.3　渗碳工件的残余应力

经渗碳、碳氮共渗的工件由于沿截面存在化学成分的变化，因此，淬火时的相变顺序与普通热处理不同。渗层内碳含量由表及里逐渐降低，相应的马氏体相变温度 M_s 点则逐渐升高，导致马氏体相变往往不是从表面而是从层下某一部位首先开始，待表层温度降到 M_s 点以下发生马氏体相变时，内层马氏体相变已经结束，导致伴随高碳马氏体相变的大的体积膨胀由于受到内部的牵制而难以发生，于是在表层产生很大的压应力，心部则为拉应力。

研究表明，渗层内的最大压应力往往不是发生在工件的表面，而是位于碳的质量分数为0.5%～0.6%的深度，该碳含量的马氏体由于残留奥氏体量较少，其硬度接近马氏体硬度的最大值。图2.8-51为70条渗碳淬火试样的残余应力分布带，渗碳钢的碳的质量分数为0.15%～0.2%，渗层深度不大于1 mm，渗碳后油淬并经150℃至180℃的回火。结果表明，表面的残余应力在+40 MPa到-200 MPa的范围内变化，压缩应力峰值位于表层下，其值约为-200 MPa到-450 MPa，与渗层内压缩应力平衡的拉伸应力值约为+40 MPa到+150 MPa。应力反向的部位相应于渗层与心部的交界处。其原因是渗碳层表层碳的质量分数过高，淬火后残留奥氏体量较多，导致表层压应力下降的缘故。

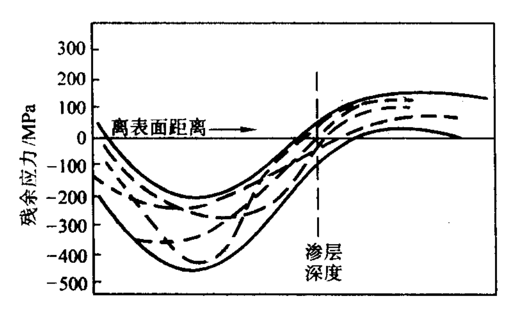


图2.8-51　渗碳淬火工件的残余应力（切向）分布

4.1.4　渗氮工件的残余应力

渗氮工艺不像淬火那样有较大组织转变和热应力，因此渗氮产生的残余应力过程比较简单。渗氮工件的残余应力产生的主要原因是渗氮层的比容和热膨胀系数比基体大，而后者影响较小。渗氮后的残余应力分布在外表层显示很大的压缩残余应力。图2.8-52所示是对于碳钢C45（0.45%C）和合金钢34CrAl6（0.34%C、1.1%Al、1.4%Cr）制成ϕ20 mm的圆棒试样，经气体渗氮和盐浴渗氮后的残余应力。与合金钢相比，碳钢外表层附近所显示的残余压应力的最大值虽较小，但残余压应力区却一直延伸到内部。这是由于氮的扩散深度比合金钢大所致。

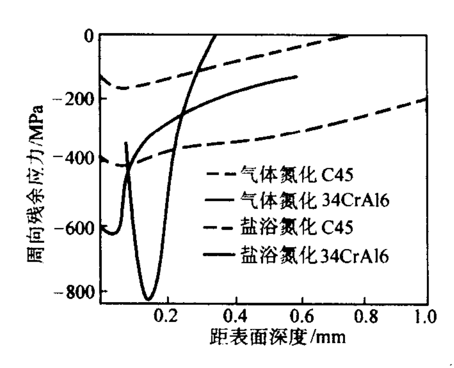


图2.8-52　渗氮所产生的残余应力

试样：ϕ20 mm；气体渗氮：500～520℃，20 h空冷

盐浴渗氮：570℃，2 h水冷

4.2　残余应力对力学性能的影响

残余应力作为初始应力存在于工件内，当工件承受外载荷时，残余应力与外应力叠加的结果，可能抵消或增大外应力，从而提高或降低工件的承载能力。图2.8-53为承受交变载荷的渗碳淬火轴类零件的应力分布示意图。图中a线为弯曲应力，表面应力最大，并向深处递减；残余应力如曲线b所示，表层为残余压应力，层下为残余拉应力与其平衡，外应力与残余应力叠加后的合应力用曲线c表示。材料的疲劳强度如曲线d所示。可以看出，由于残余应力的影响，最大拉伸应力不再位于表面，加上渗碳淬火提高了工件表面层的疲劳强度，故可有效地防止疲劳裂纹从表面萌生，因而能大幅度地延长工件的疲劳寿命。由此可见，残余应力的合理分布对工件的服役行为有显著影响；但实践表明，残余应力不论如何分布，对某些力学性能总是有着不利的影响。

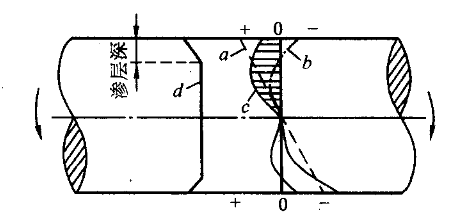


图2.8-53　渗碳件的残余应力分布对疲劳强度的影响

4.2.1　残余应力与硬度

硬度是表征材料在表面局部体积内抵抗变形或破裂能力的性能指标，对于金属材料，它表征了表面微区内的塑性变形抗力。因此，残余应力对硬度的影响，其实质是残余应力对硬度头压入部分的塑性变形的影响。残余拉应力的存在，相当于降低了材料的屈服强度，促进了压入部位塑性变形的发生，因而使硬度值下降。相反，压应力则使硬度值升高。而且，拉应力的影响大于压应力，如图2.8-54所示。表2.8-12是T10钢表层残余应力对硬度影响的试验结果。可以看出，经冷处理后，残留奥氏体全部转变为马氏体组织的状态下，仅由于表面残余应力的变化，其表面硬度相差80HV。

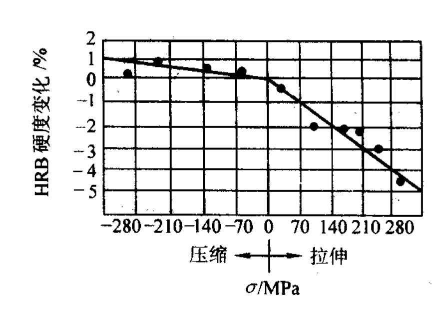


图2.8-54　内应力与硬度的关系

表2.8-12　T10钢残余应力对表面硬度HV的影响

壁厚/mm	未冷处理	冷处理后	表面残余应力
5	865	880	拉应力大
10	880	895	拉应力小
15	888	950	压应力小
20	888	960	压应力大

4.2.2　残余应力与磨损

研究表明，摩擦面上的残余应力，不论是压应力还是拉应力，都会降低钢铁材料在滑动摩擦条件下的磨损抗力。图2.8-55为在摩擦面上施加附加压应力或拉应力对磨损率的影响。摩擦副为w(C)=0.07%的碳素结构钢和淬火回火处理的w(C)=1.01%的碳素工具钢，前者加工为固定试样，在磨损试验过程中，可通过机械方法对其施加不同的附加应力，后者加工为旋转试样。磨损试验条件为：干滑动摩擦，摩擦速度v=0.63 m/s，接触力P如图注所示。图中横坐标为附加应力的绝对值，纵坐标为磨损率，用单位摩擦距离的体积减小量表示。由图可见，随着附加应力绝对值的增大，磨损率呈增大的趋势。

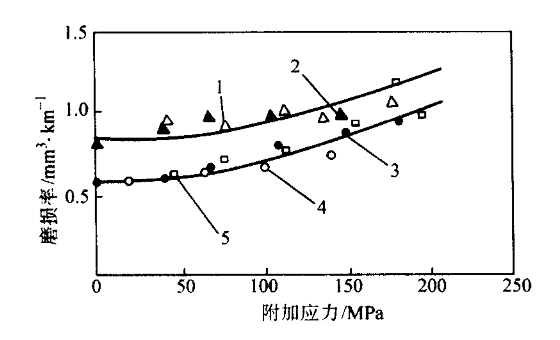


图 2.8-55　磨损率与附加应力的关系

1—2.94 N（拉伸）；2—8.82 N（压缩）；3—5.88 N（拉伸）；4—5.88 N（压缩）；5—5.88 N（垂直于拉应力）

铸铁的磨损试验证实了上述研究结果。图 2.8-56 是湿砂型静置铸造和干砂型离心铸造的灰铸铁经不同温度退火 1 h后表面硬度和残余应力的变化。结果是随退火温度的升高，两种铸铁具有相似的软化倾向，超过 600℃，硬度都急剧降低。随温度升高珠光体分解所发生的石墨化现象是硬度急剧降低的原因之一。两种铸铁的残余应力随退火温度也表现出相似的变化规律。450℃以下退火，随温度的升高，残余应力缓慢松弛，在 450～550℃之间，残余应力迅速降低，以不同温度退火的两种灰铸铁为固定试样，以高碳高磷铸铁为旋转试样，分别组合成摩擦副，进行有润滑的滑动摩擦试验，结果如图 2.8-57 所示。试验表明，磨损方式主要为黏着磨损。随着退火温度的升高，两种铸铁的磨损率都减小，在 450～600℃之间退火的铸铁磨损率最小，退火温度继续升高，磨损率增大。这是由于尽管随着处理温度的升高，硬度降低，导致磨损率有所增大，但残余应力的降低却显著提高了铸铁的磨损抗力的缘故。然而，当退火温度超过 600℃时，残余应力几乎已全部释放，而此时硬度却急剧降低，继

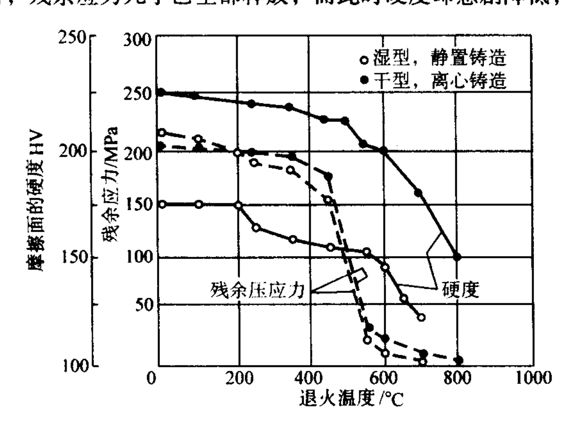


图 2.8-56　灰铸铁残余应力和硬度随退火温度的变化

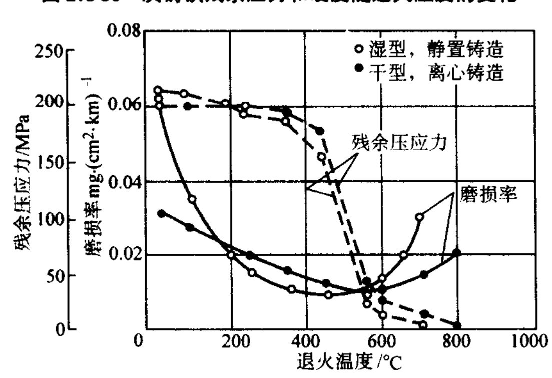


图 2.8-57　灰铸铁残余应力和磨损率随退火温度的变化

续提高退火温度，硬度成为决定其磨损抗力的主要因素，尤其是当发生石墨化现象时，基体组织中析出铁素体，磨损抗力随硬度的降低而大幅度降低，磨损率急剧增大。使用含钛共晶石墨铸铁的磨损试验得到了相同的结果。至少对黏着磨损来说，残余应力显著降低铸铁的磨损抗力。

从改善耐磨性的角度，高频感应加热淬火和火焰淬火后必须重新加热回火，回火温度的选择既要注意尽可能地消除残余应力，又不使硬度有明显的降低。研究表明，对于常用的碳素结构钢和 Cr 钢、Cr-B 钢、Cr-Mo 钢等合金结构钢，高频感应加热淬火后，经过 150℃左右温度回火，其残余应力约降低 30%，而表面硬度基本上保持不变，表现出最佳的耐磨性能。

4.2.3　残余应力与疲劳

疲劳失效的过程是裂纹萌生和扩展的过程，疲劳破坏通常起始于工件的表面或表层，是由拉应力引起的一种破坏方式。尽管某些情况下，似乎压应力促进了疲劳损伤，但从微观的角度，疲劳裂纹的萌生与扩展总是与拉应力有关。工件上的缺口、键槽、截面过渡等宏观应力集中增大了这些部位的局部拉应力或应变幅，促进了疲劳裂纹的萌生。工件表面和表层的残余应力能够全部或部分地抵消或增大这些部位的应力，因而提高或降低了工件的疲劳强度。

图 2.8-58 给出了残余压应力对钢的弯曲疲劳极限的影响。对于中碳低镍铬钼钢（8645 钢），用水淬火后，再在缺口根部进行滚压强化，其残余压应力接近 1 200 MPa，疲劳极限达 950 MPa，而仅用油淬火的试样，残余应力接近为零，疲劳极限只有约 200 MPa，前者比后者约提高 3.5 倍。用水淬火回火的低碳低镍铬钼钢（8630 钢）其缺口根部的残余压应力和疲劳极限约为 700 MPa，用油淬火的相应值约为 400 MPa，前者的疲劳极限比后者提高了 75%。

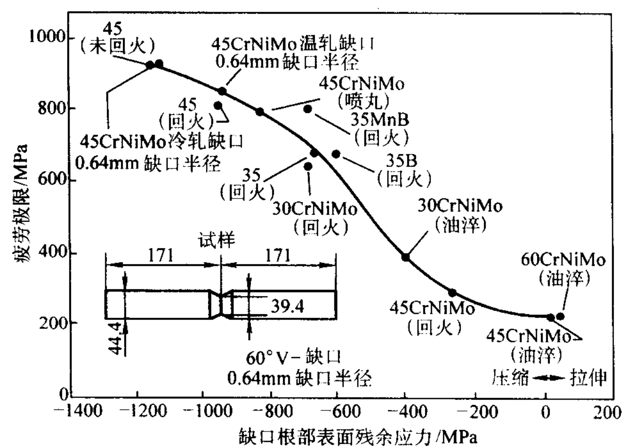


图 2.8-58　表面残余应力与疲劳极限的关系

残余压应力通常产生在经过塑性拉伸、喷丸处理、滚压加工、渗碳、渗氮、碳氮共渗和高频感应加热淬火处理等加工的表层中。拉伸残余应力多产生在经过挤压、高速切削、磨削、拉拔加工、电镀等加工的表层中。经过上述加工处理的工件，在表层产生残余应力的同时，也改变了表层的化学成分、组织状态和力学性能。要区分残余应力和表层组织强化对疲劳性能的贡献是非常困难的。使用碳的质量分数为 0.48%的碳钢冷拔线材加工成疲劳试样，测量不同温度下退火后的硬度、残余应力和旋转弯曲疲劳极限，结果如图 2.8-59 所示。冷拔加工使钢硬化，并在试样表面产生拉伸残余应力。随退火温度升高，残余应力和硬度不断降低，经 730℃退火，残余应力衰减为零，加工硬化的效果亦已消失，其疲劳极限最低（约为 230 MPa，300℃退火，由于残余拉应力大幅度下降），但表面加工硬化的效果却仍然基本保持，因而疲劳

极限最高，达350 MPa左右。研究表明，低碳钢经塑性拉伸产生的残余压应力在交变应力的作用下容易衰减，其疲劳强度的提高主要是机械处理导致的表面形变强化的结果。

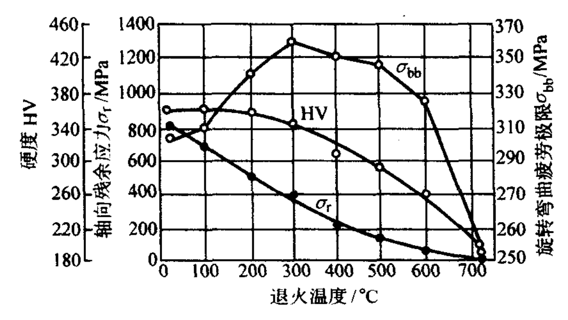


图 2.8-59　退火温度对冷拔线材试样的硬度、残余应力和疲劳极限的影响

表面化学热处理和高频感应加热淬火工件的残余应力经过时效、回火和在交变应力的作用下发生衰减。渗碳淬火钢经室温时效，渗层中由于碳的沉淀析出能使马氏体碳的质量分数降低0.15%～0.20%，与之相对应地使峰值残余应力降低50～70 MPa。交变应力对残余应力分布的影响如图2.8-60所示。将渗碳淬火的15钢和16MnCr5钢样，在等于或稍低于疲劳极限的应力下进行疲劳试验，并测量疲劳试验前后的残余应力分布，结果表明，残余应力在交变应力的作用下发生了衰减。值得注意的是这种衰减只发生在硬度低于500HV的低硬度区，而在表层高硬度区残余应力几乎未因疲劳试验而发生变化。高频感应加热淬火试样的试验得到了相同的结论。交变应力的另一影响是使渗层中的残留奥氏体发生马氏体相变，因体积膨胀导致残余压应力的增大。

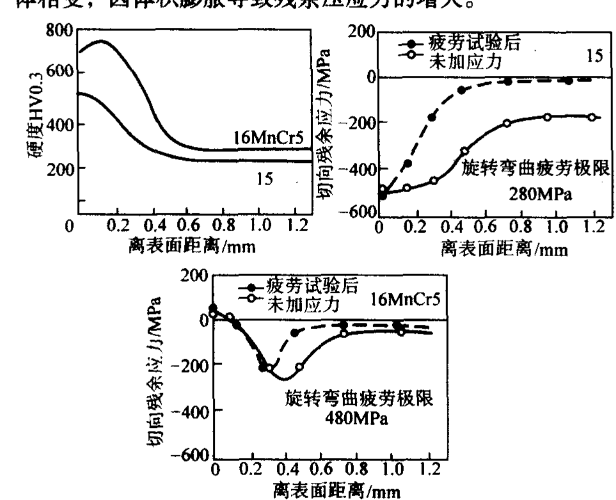


图 2.8-60　交变应力对表面硬化钢切向残余应力的影响
（试样直径为 ϕ18 mm）

4.2.4　残余应力与腐蚀

金属的主要腐蚀形态有全面腐蚀、晶间腐蚀、点腐蚀、缝隙腐蚀、应力腐蚀和腐蚀疲劳等。工程上最常见的腐蚀形态是应力腐蚀，其次是点腐蚀。内应力加速材料的腐蚀。材料受不均匀加工变形时，变形程度大的部位易受腐蚀，图2.8-61所示为冷加工变形程度对腐蚀速率的影响。

应力腐蚀是指某些材料在拉应力和特定腐蚀介质作用下发生开裂的一种失效方式。没有拉应力，也就没有应力腐蚀。因此，残余拉应力增大了材料应力腐蚀开裂的敏感性。图2.8-62所示是热处理引起的残余应力变化和应力腐蚀开裂的试验结果。由图可见，应力腐蚀开裂的危险性和残余拉应力均随热处理温度的升高而下降。

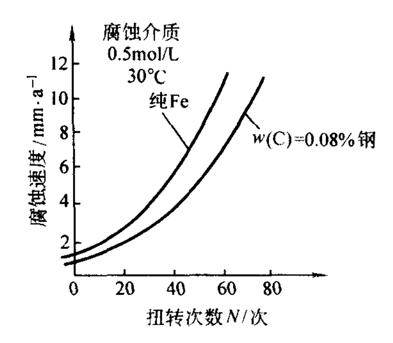


图 2.8-61　金属的冷加工程度（扭转次数）对腐蚀速度的影响

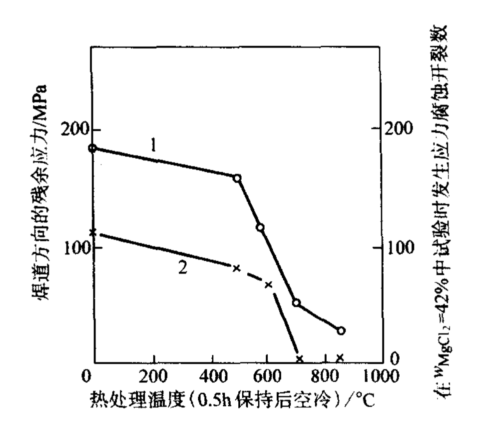


图 2.8-62　热处理对焊道残余应力和应力腐蚀开裂的影响
0Cr19Ni9 钢（10 mm厚）约束对接焊
1—残余应力；2—开裂数

4.3　残余应力的调整和消除

通过热处理的方法或机械作用法可以消除工件的残余应力或使其重新分布。退火和回火能够部分地或完全地消除残余应力，是最常用的方法。但是退火和回火还会引起材料的组织变化、硬度下降和其他力学性能的变化。

机械作用法包括静态应力处理法、冲击应力处理法、振动处理法等。其原理是在机械力的作用下，使工件产生局部塑性变形，以达到降低和调整残余应力的目的。机械作用法一般不会改变材料的微观组织和力学性能，但是只能部分地消除残余应力或使其重新分布，不可能使残余应力完全消除。

（1）消除应力退火

消除应力退火的主要目的是消除铸造、锻造、焊接及机械加工等工序所造成的内应力。其工艺是将工件加热至 Ac_1 以下50～200℃，保温后空冷或炉冷至20～300℃，再出炉空冷。消除应力退火中不发生组织转变，去除内应力的机理是局部塑性变形和蠕变引起的应力松弛。残余应力超过材料的屈服强度，就会使材料发生塑性变形，因此，残余应力总是低于材料的屈服强度。通常材料的屈服强度随温度的升高而降低。如图2.8-63所示，温度升高到620℃，3%NiCr钢的弹性极限降低到约100 MPa，也就是说，在620℃退火时，3%NiCr钢的残余应力不会超过100 MPa。考虑到蠕变变形的影响，残余应力还会进一步降低。

（2）回火与残余应力的去除

回火的作用之一是消除淬火钢中的残余应力。淬火马氏体是一种不稳定的组织，具有高的硬度和大的淬火应力。钢淬火后，往往得不到单纯的淬火马氏体，而是形成含有像残留奥氏体、贝氏体等组织的混合组织。这些不稳定组织在回

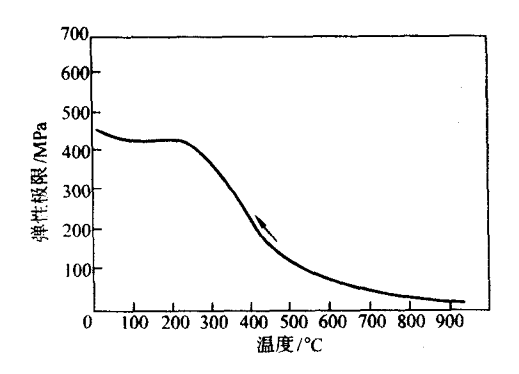


图 2.8-63　3%NiCr 钢的弹性极限随温度的变化

火过程中，因发生分解而引起残余应力的消除或重新分布。由于回火加热，金属内部原子的热振动加剧，钢的屈服强度降低，塑性增大，也会导致残余应力因局部塑性变形而降低。

残余应力消除的程度取决于回火工艺和淬火组织的不稳定程度。在各个工艺参数中，回火温度对消除残余应力的影响最大。图 2.8-64 所示为 30 钢的淬火应力随回火温度的变化。由图可见，450℃以下，淬火应力随回火温度的升高缓慢下降，超过 450℃回火，残余应力去除的效果较明显。但是，只有回火温度达到 500～600℃甚至更高时，残余应力才能接近全部去除。应当指出的是，随回火温度的升高，淬火钢的硬度伴随马氏体的分解而降低。因此，为消除淬火应力而选择回火温度时，应注意在保证力学性能的条件下进行。例如，冷变形工模具钢，为保持淬火状态的高硬度，常采用低温回火，只能使部分淬火应力得以消除。而对要求高强度、高韧度的结构钢，往往采用中温和高温回火，残余应力消除的就比较充分。对于 M_s 点较高的低碳马氏体钢，淬火应力较低，低碳马氏体具有优良的综合力学性能，加上自回火的作用，可以在淬火态使用。

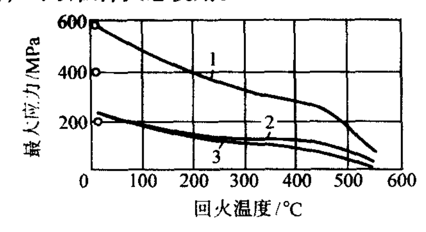


图 2.8-64　回火温度对最大淬火应力的影响

1—轴向应力；2—切向应力；3—径向应力

回火时间对残余应力的影响如图 2.8-65 所示。残余应力主要是在回火开始阶段去除的，过分延长回火时间对去除残余应力意义不大。

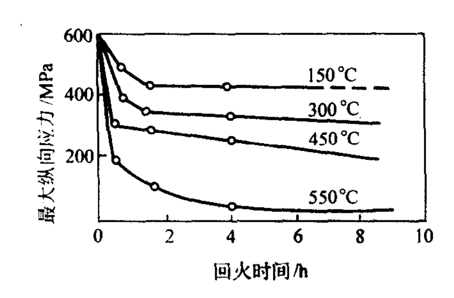


图 2.8-65　回火时间对淬火应力的影响

大锻件回火冷却不当，会产生大的残余应力，这是由于高温回火后，在高塑性和低弹性的高温区（碳钢 > 400℃和低合金钢 > 450℃）快冷时，表面产生了剪切变形的缘故。为了缩短回火时间，提高劳动生产率，在低温弹性区域内（< 300℃），可以采用较快的冷却速度。

调质处理大锻件中的残余应力属于热残余应力，表面受压，心部受拉，其表面的残余应力可用下式近似估算

$$\begin{cases}\sigma_z = 0.48\Delta t \\ \sigma_t = 0.42\Delta t\end{cases}$$

式中，σ_z、σ_t 分别为锻件表面的轴向和切向残余应力；Δt 为锻件在高温阶段冷却时，工件中的最大温差。由于回火过程是不稳定组织趋向稳定化的过程，而这正是残余应力消除的原因之一，因此，组织愈不稳定，则在回火加热时内应力去除的效果愈明显。应当指出的是，在回火加热去除残余应力时，要注意防止钢的回火脆性和工件的变形。

5　组织不合格

金属零件通过热处理获得一定的组织，以达到要求的使用性能，热处理是手段，使用性能是目的，而组织是性能的基础和保证。

常用各种钢热处理工艺、使用状态的组织及性能要求如表 2.8-13 所示。一般零件根据工作和服役情况，确定主要性能要求，选择合适的热处理工艺和使用组织状态。

表 2.8-13　常用钢种热处理工艺、组织及性能

钢　种		热处理工艺	使用组织状态	性能要求
结构钢		调质 淬火 + 低温回火	索氏体 回火马氏体 + 少量残留奥氏体	力学性能
弹簧钢		变形强化 淬火 + 中温回火	变形索氏体 托氏体	弹性
不锈钢	奥氏体型	固溶处理 稳定化处理	奥氏体 奥氏体 + TiC 或 NbC	耐蚀性
	马氏体	淬火 + 回火	回火马氏体 + 碳化物	耐蚀性、力学性能
	沉淀硬化型	固溶 + 时效	马氏体或奥氏体 + 沉淀硬化	耐蚀性、力学性能
工具钢	一般工具钢	淬火 + 低温回火	回火马氏体 + 细小碳化物 + 残留奥氏体	高强度、耐磨性、热硬性
	高速钢	淬火 + 高温回火	回火马氏体 + 碳化物	高强度、耐磨性、热硬性
模具钢	冷作模具钢	淬火 + 低温回火	回火马氏体	高硬度、耐磨性、高韧度
	热作模具钢	淬火 + 高温回火	托氏体 + 碳化物	高回火抗力、高硬度、抗热疲劳性
量具钢		淬火 + 低温回火（+ 冰冷处理）	回火马氏体 + 残留奥氏体	耐磨性、稳定性
渗碳钢		渗碳 + 淬火 + 低温回火	表层为回火马氏体 + 细小碳化物 心部为回火马氏体 + 少量铁素体	表面较高硬度、心部良好韧度
氮化钢		调质 + 渗氮	表层为氮化索氏体 + 细小网状氮化物 心部为索氏体	表面高硬度 心部强韧性
碳钢 合金钢 工具钢 不锈钢		渗硼	单相 Fe_2B	耐磨、高硬度、耐冲击好
			双相 $Fe_2B + FeB$	耐蚀、耐磨、不耐冲击
钢铁、高温合金		渗铝	外层化合物层：$FeAl_3$，Fe_2Al_5 次层化合物 + 固溶体：$FeAl$，Fe_2Al_5 第三层固溶体区：Fe_3Al，$FeAl$	抗高温氧化耐热腐蚀

热处理质量除了通过对热处理零件或随炉试样的性能试验（如硬度、强度等）来检验之外，还有一些性能或热处理缺陷，如耐蚀性、耐磨性、热硬性及脱碳、过热、过烧等，则必须通过金相组织检验来检查，为此热处理质量控制与检验方面的标准中含了不少金相组织检验标准。

热处理产生的组织不合格是指通过宏观观察和显微分析发现的组织不符合技术条件要求或明显的热处理组织缺陷。

5.1　氧化与脱碳

5.1.1　氧化

氧化是钢在空气等氧化性气氛中加热时表面产生氧化层，氧化层由 Fe_2O_3、Fe_3O_4、FeO 三种铁的氧化物组成，外表面有过剩的氧存在，因而形成含氧较高的氧化物 Fe_2O_3，在靠近基体的内部，由于氧少金属多，因而形成含氧较低的氧化物 FeO，氧化层中间部分为 Fe_3O_4，即由外层到内层氧化程度逐渐减轻，如图 2.8-66 所示。

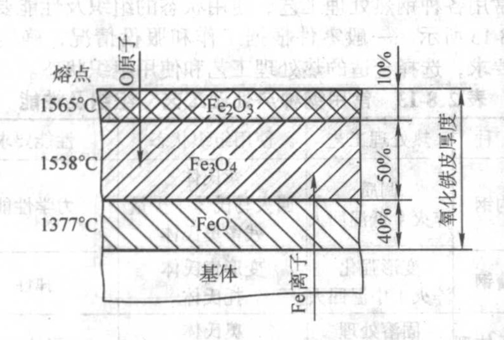


图 2.8-66　氧化过程示意图

随气氛中氧含量增加及加热温度升高，氧化程度增加，氧化层厚度增加如图 2.8-67 所示。氧化层达到一定厚度就形成氧化皮了，由于氧化皮与钢的膨胀系数不同，使氧化皮产生机械分离，不仅影响表面质量，而且加速了钢材的氧化。

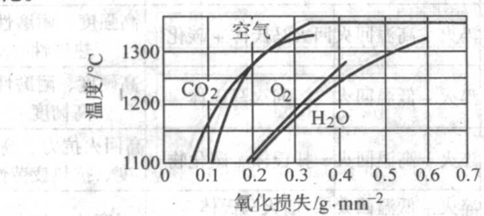


图 2.8-67　温度和气氛对氧化速度的影响

氧化使金属表面失去金属光泽，表面粗糙度增加，精度下降，这对精密零件是不允许的。钢表面氧化皮往往是造成淬火软点和淬火开裂的根源。氧化使钢件强度降低，其他力学性能下降。钢表面氧化一般同时伴随表面脱碳。

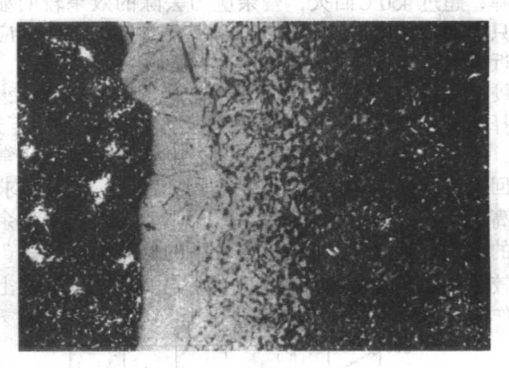
5.1.2　脱碳

脱碳是指钢在加热时表面碳含量降低的现象。脱碳的实质是钢中碳在高温下与氧和氢等发生作用生成一氧化碳或甲烷，其化学反应如下：

$$2Fe_3C + O_2 \rightleftharpoons 6Fe + 2CO$$
$$Fe_3C + 2H_2 \rightleftharpoons 3Fe + CH_4$$
$$Fe_3C + H_2O \rightleftharpoons 3Fe + CO + H_2$$
$$Fe_3C + CO_2 \rightleftharpoons 3Fe + 2CO$$

这些反应是可逆的，氧、氢、二氧化碳、水使钢脱碳，一氧化碳和甲烷可以使钢增碳。一般情况下，钢的氧化脱碳同时进行，当钢表面氧化速度小于碳从内层向外层扩散速度时发生脱碳，反之，当氧化速度大于碳从内层向外层扩散的速度时发生氧化，因此氧化作用相对较弱的氧化气氛中容易产生较深的脱碳层。

脱碳层由于被氧化，碳含量降低，金相组织中碳化物较少。总脱碳层包括全脱碳层和半脱碳层两部分，全脱碳层显微组织特征为全部铁素体，半脱碳层是指全脱碳层的内边界至钢含碳量正常的组织处，典型脱碳组织如图 2.8-68 所示。



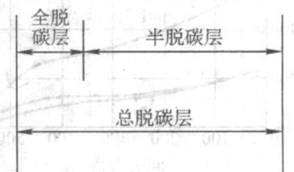
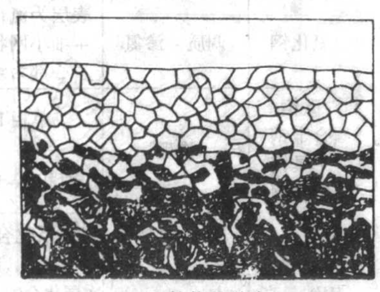
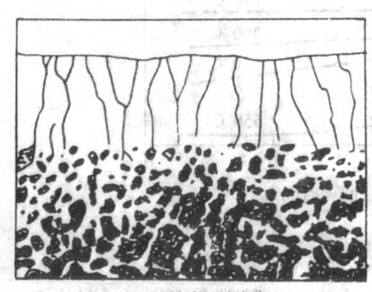


图 2.8-68　钢脱碳层典型组织　100×
（30CrMoVA 钢）

脱碳在钢表面形成铁素体晶粒形状有柱状和粒状两种，如图 2.8-69 所示。钢在 $A_1 \sim A_3$ 或在 $A_1 \sim A_{cm}$ 区域内加热时强脱碳形成柱状晶脱碳，钢在 A_3 以上加热或 A_1 以上加热弱脱碳产生粒状晶脱碳。



(a) 粒状晶脱碳



(b) 柱状晶脱碳

图 2.8-69　脱碳组织的两种形态

随加热温度升高、加热介质氧化性增强，钢的氧化脱碳增加，如表 2.8-14 和图 2.8-70 所示。

表 2.8-14 50 钢在空气电炉中加热 3h 的氧化脱碳情况

加热温度/℃	900	950	1 000	1 050	1 100	1 150	1 200
氧化皮厚度/mm	0.06	0.07	0.15	0.32	0.33	0.35	0.42
脱碳层厚度/mm	—	0.01	0.02	0.03	0.03	0.05	0.05

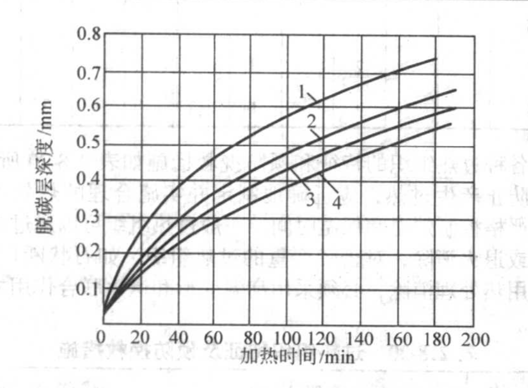


图 2.8-70 40 钢在氮基气氛中加热时脱碳情况

（加热温度 850℃，$w(H_2)=8\%\sim12\%$ + 其余 N_2 气氛）

1—$H_2O/H_2=0.065$；2—$H_2O/H_2=0.045$；

3—$H_2O/H_2=0.033$；4—$H_2O/H_2=0.025$

脱碳会明显降低钢的淬火硬度、耐磨性及疲劳性能，高速钢脱碳会降低热硬性。

5.1.3 防止和减轻氧化脱碳的措施

防止或减轻氧化脱碳的措施如表 2.8-15 所示。防止氧化脱碳的有效措施是采用盐浴炉、保护气氛炉或真空炉加热，如采用空气炉或燃烧炉加热时，必须采取适当保护措施，如涂保护涂料、包套、装箱、控制炉气还原性等。

表 2.8-15 防止或减少氧化脱碳的措施

加热介质	防止或减少氧化脱碳的措施
空气	1）工件埋入石英砂 + 铸铁屑装箱加热可防氧化，再填加木炭粉可防氧化脱碳 2）工件表面涂防氧化脱碳涂料 3）采用不锈钢包套密封加热 4）采用密封罐抽真空或抽真空后通保护气氛 5）采取感应加热、激光加热等快速加热可防止或减少氧化 6）已脱碳件可在吸热气氛中复碳
火焰炉燃烧产物	1）调节燃烧比，使炉气带还原性 2）利用燃烧产物净化后通入罐内作保护气
盐浴	1）严格按要求脱氧 2）中性盐添加木炭粉、CaC、SiC 等含碳活性组分 3）使用长效盐
保护气氛	1）采用一定纯度的惰性气体保护可防止氧化，若防脱碳则应使用深度净化惰性气体，使 $O_2<10\times10^{-6}$，露点 < −50℃ 2）制备气氛可控碳势，使碳势接近或等于钢的碳含量
真空	1）一定的压升率，防止"穿堂风" 2）回充气体或冷却气体要达到保护气体的净化水平

5.2 过热与过烧

金属或合金在热处理加热时，由于温度过高，晶粒长得很大，以致性能显著降低的现象，称之为过热；加热温度接近其固相线附近时，晶界氧化和开始部分熔化的现象，称之为过烧。

5.2.1 过热

过热组织包括结构钢的晶粒粗大、马氏体粗大、残余奥氏体过多、魏氏组织、高速钢的网状碳化物、共晶组织（莱氏体组织）、萘状断口、马氏体型不锈钢的铁素体过多、黄铜合金脱锌使表面出现白灰、酸洗后呈麻面等。

典型的过热组织如图 2.8-71 所示。过热组织按正常热处理工艺消除的难易程度，可分为稳定过热和不稳定过热两类，一般过热组织可通过正常热处理消除，称之为不稳定过热组织。稳定过热组织，是指经一般正火、退火和淬火不能完全消除的过热组织。

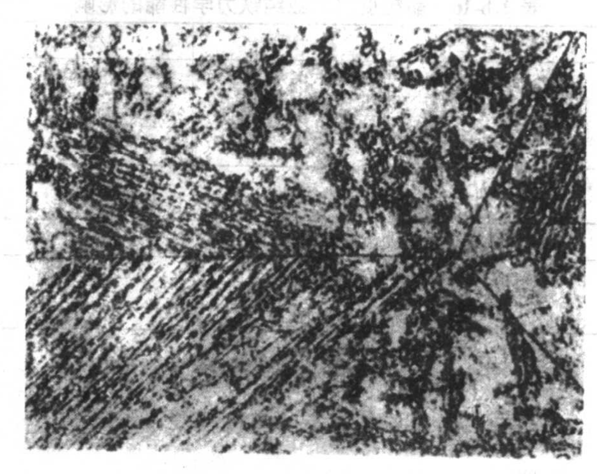


图 2.8-71 典型钢的过热组织

过热的重要特征是晶粒粗大，它将降低钢的屈服强度、塑性、冲击韧度和疲劳强度，提高钢的脆性转变温度，如图 2.8-72、图 2.8-73 和表 2.8-15、表 2.8-16 所示。

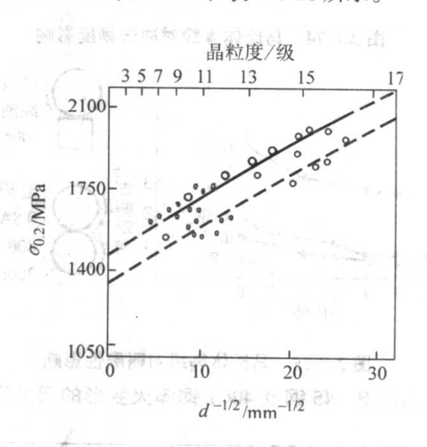


图 2.8-72 晶粒大小对钢的屈服强度影响

过热的另一个重要特征是淬火马氏体粗大，它将降低冲击韧度和耐磨性能，增加淬火变形倾向和淬火开裂倾向，如图 2.8-74、图 2.8-75 和表 2.8-18、表 2.8-19 所示。中碳钢马氏体按其形态和尺寸分为 8 级，7～8 级为过热组织。

钢的过热缺陷还有魏氏组织、网状碳化物、石墨化、共晶组织、萘状断口、石状断口等，不仅能大大降低钢的力学性能和使用性能，而且很容易同时产生淬火开裂。

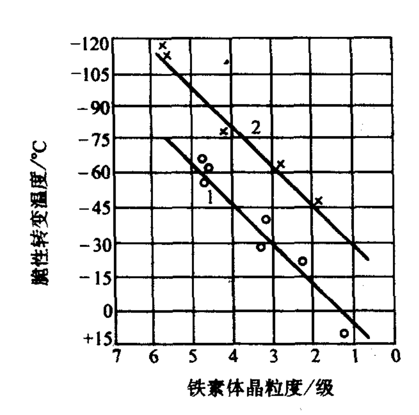


图 2.8-73 晶粒大小对钢的脆性转变温度的影响
1—w(C) = 0.02%，w(Ni) = 0.03%；
2—w(C) = 0.02%，w(Ni) = 3.64%

表 2.8-16 晶粒度对工业纯铁力学性能的影响

晶粒平均直径/μm	σ_b/MPa	δ/%
9.7	163	28.8
7.0	184	30.6
2.5	215	39.5

表 2.8-17 晶粒度对 2135 合金疲劳性能的影响

晶粒度级别	室温疲劳极限/MPa	700℃疲劳极限/MPa
4～6	290	400
7～9	400	590

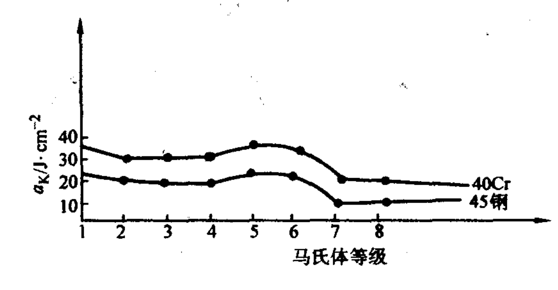


图 2.8-74 马氏体等级对冲击韧度影响

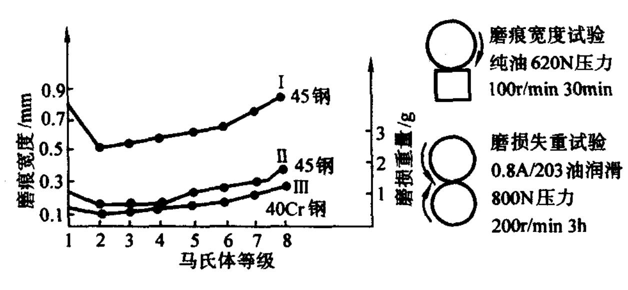


图 2.8-75 马氏体等级对耐磨性影响

表 2.8-18 45 钢及 40Cr 钢淬火变形的尺寸变化

μm

试验类型	材料	马氏体等级							
		1	2	3	4	5	6	7	8
环形试样 $80^{+0.02}_{0}$ mm 处的尺寸变化	45 钢	+4.6	+5.3	+7.3	+9.2	+10.1	+12		+12
	40Cr	+6.4	+6.2	+5.1	+4	+5.9	+6.4		+8.4
圆柱试样最大径向跳动	45 钢	7.8	12.8	13.7	22.7	31.7	38.3		46.3
	40Cr	1.8	5.5	9.3	10.7	2.2	7.6		13.7

表 2.8-19 45 钢淬裂试验结果

马氏体等级	长形试样淬火次数					圆形试样淬火次数				
	1	2	3	4	5	1	2	3	4	5
3					3					
4				1	2					
5			1							
6										
7			2		3					3
8			4		1				3	7

各种过热组织的特征和预防挽救措施如表 2.8-20 所示。为了防止产生过热，应正确地制定并实施合理的热处理工艺，严格控制炉温和保温时间。一般过热组织可以通过多次正火或退火消除，对于较严重的过热组织，如石状断口等，不能用热处理消除，必须采用高温变形和退火联合作用才能消除。

表 2.8-20 过热组织特征及预防挽救措施

名　称	主 要 特 征	预防挽救措施
晶粒粗大	奥氏体晶粒度在 3 级以下	1）防止过热，严格控制炉温、保温时间，降低加热速度或阶段升温 2）通过多次正火或退火消除 3）石状断口不能用普通热处理消除，必须通过高温变形细化晶粒，再进行退火消除
马氏体粗大	马氏体板条或针较长在 7～8 级	
残留奥氏体过多	碳含量和合金元素多的钢种淬火组织中残留奥氏体多	
魏氏组织	亚共析钢的铁素体在奥氏体晶界及解理面析出，呈细小的网格组织	
网状碳化物	过共析钢过热在显微组织中出现网状沿晶界分布碳化物	
石墨化（黑脆）	高碳钢退火组织中有部分渗碳体转变为石墨，断口呈灰黑色	
共晶组织	高速钢过热出现共晶莱氏体组织	
萘状断口	断口上有许多取向不同，比较光滑的小平面，像萘状晶体一样闪闪发光	
石状断口	在纤维断口基体上，呈现不同取向、无金属光泽、灰白色粒状断面	
δ 铁素体过多	Cr13 型不锈钢过热，在组织中有大量 δ 铁素体	

5.2.2 过烧

过烧组织包括晶界局部熔化、显微空洞，铝合金表面发黑、起泡、断口灰色无光泽，镁合金表面氧化瘤等。

典型的过烧组织如图 2.8-76 所示。

过烧组织使零件性能严重恶化，极易产生热处理裂纹，所以过烧是不允许的热处理缺陷，一旦出现过烧，整批零件只好报废，因此在热处理生产中要严格防止出现过烧。

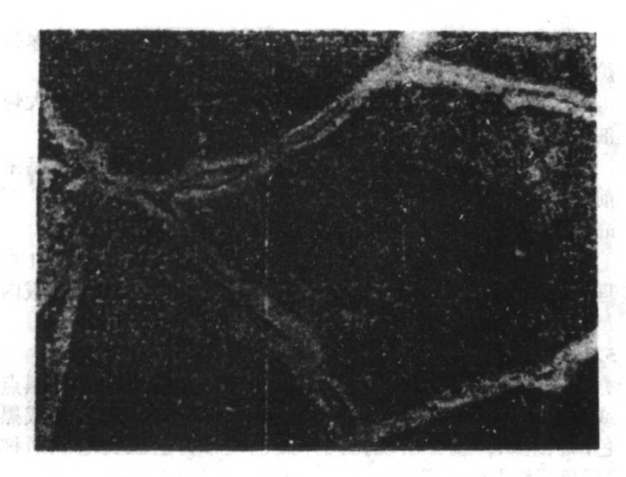


图 2.8-76　典型（50A 钢）过烧组织　150×

5.3　低、中碳钢预备热处理球化体级别不合格

汽车、拖拉机及其他各种机器都大量使用标准件和紧固件，轴、销、杆等标准件大多通过自动车削加工，而螺栓、螺母、铆钉等紧固件大多采用冷镦加工，为了提高生产率，适应自动切削和冷镦加工，对其钢料预备热处理球化程度应予以控制。

自动车削加工要求钢材具有良好切削性能，塑性不能高，塑性太高，切削时容易“粘刀”，切屑不易断，希望钢材金相组织为片状珠光体；而冷镦加工要求钢材具有良好冷镦性能，塑性要好，以保证冷镦时不开裂，希望钢材金相组织为球状组织。为此制定了低中碳钢球化率评级标准（JB/T 5674—1991），以碳化物球化程度评级，1 级球化率为 0，即珠光体完全是片状，6 级球化率为 100%，即完全球化状态。冷镦用中碳钢一般要求 4～6 级，自动机床加工低、中碳钢一般要求 1～3 级。

低、中碳钢预备热处理的球化程度不合格将严重影响其冷镦和自动车削加工性能，球化体级别对冷镦性能影响如表 2.8-21 所示，由此可以看出，球化体 1～3 级冷镦量大时将会产生开裂，而 4～6 级则冷镦时无开裂，所以冷镦用钢材球化率控制在 4～6 级是合适的。大量生产实践表明，自动车削加工用钢材球化率控制在 1～3 级时，零件表面粗糙度合适，刀具磨损正常，生产率较高；如果球化率超过 3 级，很难进行自动机床生产。

表 2.8-21　不同级别金相组织对冷顶锻试验结果的影响

变形量 ＼ 球化级别	1	2	3	4	5	6
冷顶锻压下量 $\frac{1}{3}H$（变形量为 66.7%）	3 件样品中有 1 件开裂	良好	良好	良好	良好	良好
冷顶锻压下量 $\frac{1}{4}H$（变形量为 72.2%）	3 件样品中有 2 件开裂	3 件样品中有 2 件开裂	3 件样品中有 1 件开裂	良好	良好	良好

5.4　渗碳组织缺陷

渗碳层组织缺陷主要有以下几种：

1）表层碳化物过多，呈大块状或网状分布；
2）残留奥氏体过多；
3）马氏体粗大；
4）内氧化；
5）黑色组织。

5.4.1　表层碳化物过多，呈大块状或网状分布

渗碳件出现大块状和粗大网状碳化物，主要是由于表层碳含量过高引起的，如采用滴注法渗碳时，滴量过大，可控气氛渗碳时富化剂的量过多，或者碳势控制系统失控。采用渗碳后直接淬火时，预冷时间过长，淬火温度过低，在预冷时间里，使碳化物沿奥氏体晶界析出。采用一次淬火时，淬火温度太低，渗碳预冷后形成的网状、块状碳化物，在重新加热时没有消除。此外，渗碳后冷却太慢也会形成网状碳化物。

由于表层碳的质量分数过高引起上述缺陷时，可重新在较低的碳势气氛中扩散一段时间消除。由于直接淬火和一次淬火温度过低而造成上述缺陷时，可重新加热到较高的温度正火，使网状或块状碳化物溶解，而后，在稍高的温度下淬火消除。

为了防止网状碳化物的出现，可按下式适当地选择强渗期和扩散期的比例：

$$T_C = T_t\left(\frac{C_d - C_0}{C_C - C_0}\right)^2$$

$$T_d = T_t - T_c$$

式中，T_C 为强渗期时间；T_t 为总渗碳时间；T_d 为扩散期时间；C_0 为材料原始碳含量［w（C）%］；C_C、C_d 分别为强渗期和扩散期的碳势（质量分数%）。

例：设 $T_t = 4$ h，$C_C = 1\%$，$C_d = 0.8\%$，$C_0 = 0.15\%$，则

$$T_C = 4 \times \left(\frac{0.8 - 0.15}{1.0 - 0.15}\right)^2 \approx 2.3\ \text{h}$$

$$T_d = 4 - 2.3 = 1.7\ \text{h}$$

即扩散期为 1.7 h，强渗期为 2.3 h。

为了预防网状碳化物或块状碳化物，其关键是合理地控制炉内碳势，并有足够的扩散时间和适当淬火温度。

5.4.2　残留奥氏体量过多

适量的残留奥氏体，能提高渗层的韧度，接触疲劳强度，以及改善啮合条件，扩大接触面积。但残留奥氏体过量，常会伴随着马氏体针状组织粗大，导致表层硬度下降，降低耐磨性。对不同承载能力的渗碳件，残留奥氏体应有一个最佳范围，通常认为残留奥氏体量在 20%（体积分数）以下是允许的。

引起残留奥氏体过量的原因有以下几方面。

1）钢中合金元素多。如 Cr、Mn、Ti、V、Mo、W、Ni 等元素溶入奥氏体中，增加了奥氏体的稳定性，促使淬火后残留奥氏体量增多。

2）渗层碳的质量分数过高。渗碳气体碳势过高和渗碳温度偏高，使溶入奥氏体中的碳量增加，造成淬火后残留奥氏体量增多。

3）淬火温度偏高。加热温度愈高，溶入奥氏体中的碳和合金元素量也愈多，奥氏体稳定性提高，残留奥氏体增多。

4）淬火剂温度偏高。淬火剂温度愈高，马氏体转变愈不充分，残留奥氏体量愈多。

为了使残留奥氏体量适当，而又不使马氏体粗大，应合理地选择渗碳钢，恰当调整炉内碳势，降低渗碳、淬火和冷却介质的温度。对渗层中过量的残留奥氏体可采用重新加热淬火、二次淬火和淬火后冷处理等方法来减少。

5.4.3　马氏体粗大

在正常情况下，渗碳层应为回火马氏体、均匀分布的颗粒状碳化物和少量的残留奥氏体。马氏体的主要作用是提高表面硬度和强度，它的针叶粗细和均匀度对使用性能影响很大。其针愈小，力学性能特别是韧度愈好。相反，马氏体针愈粗大，性能愈差。工程上将马氏体针状组织分为 8 个级别。1 级马氏体最小，8 级马氏体针粗大。不同零件服役条件不同，对马氏体级别的要求也不同。齿轮类零件 6 级以下

为合格，7~8级为粗大组织，不合格。

马氏体粗大同渗碳用钢、渗碳温度和淬火温度过高有关。钢中不含细化晶粒的合金元素如Ti、V、Al、Nb、Zr、N等元素，或不属本质细晶粒钢时，经渗碳淬火，则容易出现粗大马氏体。渗碳温度过高，渗碳过程中奥氏体粗化，直接淬火后马氏体必然粗化。此外，渗碳件一次淬火温度过高，也易出现粗大马氏体。对于粗大马氏体，一般可采用降低一次淬火温度方法来改进。

5.4.4 内氧化

在渗碳气氛中，总是含有一定量的 O_2、H_2O、CO_2 气体，当炉子气氛中上述组分含量较高，或炉子密封不好，有空气侵入，或者零件表面有严重的氧化皮时，在渗碳过程中将发生内氧化。内氧化的实质是：在高温下吸附在零件表面的氧可沿奥氏体晶粒边界扩散，并和与氧有较大亲和力的元素（如Ti、Si、Mn、Al、Cr）发生氧化反应，形成金属氧化物，造成氧化物附近基体中的合金元素的质量分数降低，淬透性变差，淬火组织中出现非马氏体组织。

由于内氧化，表层出现非马氏体组织，零件表面显微硬度明显下降。当内氧化层深度小于13 μm时，对疲劳强度没有明显的影响；当内氧化深度大于13 μm，疲劳强度随氧化层的增加而明显下降。对20CrMnTi钢，在2 675 MPa接触应力条件下，表面30 μm左右的非马氏体层使疲劳寿命下降20%左右，100 μm的非马氏体层使疲劳寿命下降63%。内氧化的存在也影响表面残余应力的分布，内氧化层愈深，表面张应力愈大。

为了减少内氧化，应设计或选择一种不易内氧化的钢。内氧化与某些合金元素的存在以及在奥氏体中的含量有关。图2.8-77是常用渗碳钢中的合金元素氧化的趋势。从图中可以看出：Ti、Si、Mn和Cr易被氧化，而W、Mo、Ni和Cu则不被氧化。在含镍的钢中，可以有效地防止钢的内氧化。在Cr-Mo类钢中，钼的质量分数偏低（0.2%）时，总是发现内氧化。采用0.5%或更高的钼对防止内氧化和提高淬透性非常有益。当Mo/Cr的比值在0.4以下时，可以观察到内氧化层的深度达14~20 μm；Mo/Cr的比值为1时，钢中则观察不到内氧化现象。对Cr-Ni-Mo类钢，其中Mo/Cr比值为0.4，而镍的质量分数为1%时也不易出现内氧化现象。国外已相继研制出能够抑制内氧化的新型渗碳钢。

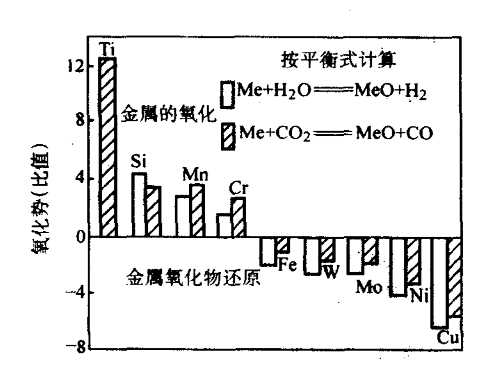


图2.8-77 渗碳钢合金元素的氧化趋势炉气中的平均成分（质量分数）

H_2 40%，CO 20%，CH_4 1.5%，CO_2 0.5%，H_2O 0.28%，N_2 37.72%

为了防止内氧化，除了考虑选材外，还可以从工艺上采取以下措施：

1）在渗碳时，要控制炉气中 O_2、CO_2、H_2O 等气体的含量；减少渗剂中的杂质如硫的含量。

2）渗碳前要将零件表面的氧化皮、锈斑清除干净。

3）在渗碳操作时，要保证炉子良好的密封性，要保持炉内正压并稳定，防止空气进入炉内。

4）排气期，加大富化气量或采取其他措施（如增大煤油滴量等），尽早恢复炉气碳势。

5）为了减少或者消除内氧化不良后果，可在渗碳结束前向炉内通入质量分数为5%~10%的氨气，只要共渗10 min，渗入少量的氮，即可恢复内氧化损失的淬透性。

6）可通过珩磨、磨削加工、电解抛光、喷砂和喷丸处理去除表面氧化物和减少氧化物的厚度，均可减轻或克服内氧化的有害影响。

5.4.5 黑色组织

工件碳氮共渗后，在几十微米的表层内出现许多小黑点或小黑块，呈不连续分布；或相连成网状直通表面，形成黑色网状组织；或者出现托氏体黑色网带，这三类组织通称“黑色组织”。

黑色点状组织一般出现在表层内，在抛光后未经浸蚀的试样中即可观察到，呈斑点状分布，有时呈网状。经浸蚀后可见其分布在白色化合物基底上，经观察证明，黑色斑点主要是由大小不等的孔洞组成。

黑色网状组织是由合金元素氧化物、托氏体、贝氏体等组成的混合组织，一般为黑色网状分布在表层的一定深度内。试样经抛光不腐蚀就可以看到黑色网状组织，经腐蚀后更加明显，且在最外层出现黑色带。这主要是由于内氧化引起。

黑色网带组织与内氧化引起的黑色网状组织不同，它在抛光未经浸蚀的试样表面看不见，只有在腐蚀后才能在金相显微镜下看到，其特征是在整个渗层内沿奥氏体晶界出现托氏体网；当表层有粒状碳氮化合物时，在化合物周围，有时也可以看到托氏体、贝氏体组织。

渗层中出现黑色组织将大大降低零件的表面硬度、耐腐蚀性、抗弯疲劳强度和接触疲劳强度，从而显著降低零件的使用寿命。黑色组织对零件性能的影响程度与黑色组织的严重程度有关。20CrMnMo、20Cr2Ni4A钢碳氮共渗的内氧化深度大于0.013 mm时，会使钢的疲劳极限下降20%~25%。40Cr钢经碳氮共渗后，在0.3~0.4 mm的共渗层中存在0.05~0.06 mm的浅层黑网时，多次冲击寿命下降30%~60%，存在黑色带状托氏体时，多次冲击寿命下降60%~80%。

如上所述，黑色组织是三种不同组织的通称。由于种类不同及形成机理和产生原因也不同。

（1）黑色点状组织

通过扫描电镜观察表明，黑色点状组织显示为孔洞，孔洞表面比较光滑，总的形态犹如溶洞。这显然是气体作用的结果。孔洞内比较干净，只有少数孔洞中存在少量孤立的夹杂物。经鉴定，表面光滑的球状夹杂物为硫化物，小块状的粒子为硅酸盐夹杂。孔洞中无任何残留的氧化物夹层或碎片。所以孔洞不可能是晶界上形成的氧化物脱落后的残孔。在孔中找不到黑色石墨片或石墨块残存的痕迹。孔洞表面显露出来的颗粒，是同基体组织结合在一起的晶界上的碳氮化合物，它们也没有分解。

对深冷脆性断口的观察表明，黑色组织孔洞与气体析出有关，不是晶界氧化物或析出的石墨脱落后留下的孔隙。所以造成的孔洞的原因，应从氮或氢的作用来考虑。

在800~900℃的共渗温度下，只会有碳氮化合物的生成，不会有碳氮化合物的分解。在共渗后温度降低时，由于这类化合物的稳定性增强，更不能析出气体氮。所以孔洞的形成不一定与碳氮化合物的生成和分解有必然的联系。

在共渗温度下，渗层的基体处于稳定的含氮奥氏体状态。一般情况下，氮的气体分子是不易析出的。在某些情况

下，如有气体析出，不是化合物分解的结果，而可能是在约600～700℃以下过饱和固溶体的分解。计算表明，在600℃时，平衡气体氮的压力为25 000MPa，这说明在600℃以下的温度时，溶解于共渗层中的氮充分析出时，是有可能造成孔洞的。

在气体碳氮共渗处理中，碳原子主要来源于碳氢化合物，氮原子主要来源于氨，二者热分解后均含有大量的氢。因此，钢不可避免地产生强烈的渗氢过程。氢的渗入有两种作用，一种作用是直接造成孔洞，另一种作用是间接促成孔洞。后者有两种可能，第一，渗入钢中的过量氢，在钢的内部与渗碳体生成甲烷，甲烷在钢中溶解极小，不易排除，也往往聚集在晶界上或缺陷处，在这些地方造成孔洞或裂纹。第二，共渗层中溶解的氮的摩尔分数很高，在冷却过程存在析出的趋势。气体氮的析出，必然有氮原子向晶界、缺陷等内表面扩散并和氢结合成氧分子的过程。在低于700℃的温度下，固溶氮的质量分数降低，可以主要依靠氢的作用，以形成 NH_3 的形式来实现。这样，依靠氨的聚集和压力的增长，也能在钢的内部形成孔洞。

生产实践表明，黑色点状组织在下述条件下容易出现：共渗介质中氨气量过多，共渗层表面氮的质量分数大于0.5%；共渗温度低，共渗时间过长等。降低氨的通入量和提高共渗温度可以减轻黑色点状组织的产生。

(2) 黑色网状组织

黑色网状组织的产生，是由于合金钢在碳氮共渗气氛中加热时，零件的表面与气氛中的二氧化碳、氧气、水蒸气相互作用而被氧化，形成合金氧化物，使奥氏体中的合金元素贫化，降低奥氏体的稳定性，同时氧化物又促进扩散型转变的非自发成核，随后淬火冷却时，这部分合金元素贫化了奥氏体转变为托氏体、贝氏体等非马氏体组织。

碳氮共渗时，当炉内气氛中的氧势较高时，氧原子在工件表面聚集，并沿奥氏体晶界向晶内扩散。而合金元素则由晶内向晶界和由内层向表层扩散与氧结合成氧化物。由于钢中氧化物的含量由表层向内层逐渐减少，并基本分布在晶界上，因而形成网状黑色组织。

在碳氮共渗温度下，钢中的合金元素与氧的亲和力从大到小排列次序为 Al、Ti、Si、V、Mn、Cr、Fe、Mo、W、Co、Ni。愈靠前面的元素，愈易被氧化。

碳氮共渗层内氧化倾向较大与共渗介质的氧势较高有关。这是因为液氨中经常含有一定的水分，当氨气干燥不充分时，水分被带入炉内。碳氮共渗温度较低，渗剂裂解不完全，产气量少，排气速度较慢，炉内氧化性气体停留时间较长，特别是炉内气氛中的 CO、CO_2、O_2 与氨气发生化学反应，生成水蒸气，进一步提高了炉内氧势。随着氨气含量增加，内氧化增加。

在实际碳氮共渗条件下，内氧化主要发生在排气阶段。为了防止内氧化可以采取以下措施。

要充分干燥氨气。定期更换或再生干燥装置。如果使用滴注式碳氮共渗，应严格控制渗剂中的水分含量。

在排气阶段，要采取加速排气措施。可用氮气、吸热式气氛进行大气量排气，或者用大滴量甲醇加速排气。在排气期，要适当减少氨气的供给量。

(3) 托氏体黑色网带组织

托氏体黑色网带组织产生的原因，有可能是碳氮共渗时，Cr、Mn 等合金元素大量溶入表层的碳氮化合物中，使得奥氏体的合金元素以及碳氮含量降低，使奥氏体稳定性降低，同时这些碳氮化合物起非自发形核作用，进一步加速奥氏体分解，导致网状托氏体形成。也有可能是共渗温度偏低，炉气活性差，表面含碳氮量不足，奥氏体不够稳定，或者是共渗后冷却缓慢，淬火加热过程中发生表面脱氮或脱碳而引起的。这类托氏体黑网带经重新加热，快速冷却淬火，可以得到消除。

5.5 渗氮组织缺陷

5.5.1 渗前原始组织中铁素体过多、回火索氏体组织粗大

渗氮前预备热处理目的是消除残余应力，减少渗氮件变形；改善组织，使零件心部获得合适的组织性能，为渗氮作好组织准备。

渗氮前原始组织对渗氮后零件质量有很大影响，渗氮前原始组织中铁素体量增加，使氮化层脆性增加，用声发射弯曲试验方法测定38CrMoAl钢渗氮层表面脆性结果如表2.8-22所示。此外，原始组织中铁素体过多，使预备热处理硬度降低，影响渗氮件心部和表面硬度，如表2.8-23所示。

表 2.8-22 原始组织对渗氮层脆性的影响

热处理工艺	组织特征（体积分数）	开裂载荷/kN	开裂变形/mm
930℃加热，预冷 15 s 水淬，680℃回火	铁素体含量 3.8%	19.21	0.98
930℃加热，预冷 30 s 水淬，680℃回火	铁素体含量 7.5%	17.85	0.90
930℃加热，预冷 40 s 水淬，680℃回火	铁素体含量 34.3%	16.94	0.83
930℃加热，退火	铁素体含量 50%	10.74	0.66
930℃水淬，680℃回火	正常索氏体	18.80	0.94
980℃水淬，680℃回火	过热索氏体	17.02	0.83
1 050℃水淬，680℃回火	粗针索氏体	18.18	0.86

表 2.8-23 40CrNiMoA 钢预备热处理硬度对渗氮层硬度的影响

预备热处理后硬度 HRC	25	26	35	37
渗氮层硬度 HR30N	62	62～62.5	72	73

渗氮前组织应为细小索氏体和少量游离铁素体，特别要控制铁素体的量，在《钢铁零件渗氮层深度测定和金相组织检验》标准（GB/T 11354—1989）中，根据原始组织中游离铁素体量和索氏体形态分为5级，如表2.8-24所示，一般1～3级合格，原始组织中铁素体量不得超过15%，不允许有粗大索氏体和脱碳层。

防止原始组织中铁素体量过多和粗大索氏体组织的措施是严格控制渗氮前的预备热处理，一般应进行调质处理，采取合适的淬火冷却，并防止淬火温度过高，回火温度一般比渗氮温度高50℃左右，对于形状复杂、尺寸稳定性和变形要求严的零件，还应进行稳定化处理，稳定化处理的温度一般等于或略高于渗氮温度。

表 2.8-24 渗氮前原始组织级别

级别	渗氮前原始组织级别说明
1	均匀细针状回火索氏体，游离铁素体极少量
2	均匀细针状回火索氏体，游离铁素体体积分数<5%
3	细针状回火索氏体，游离铁素体体积分数<15%
4	细针状回火索氏体，游离铁素体体积分数<25%
5	索氏体（正火）+游离铁素体体积分数>25%

5.5.2 化合物层疏松

在渗氮特别是氮碳共渗后，渗层的化合物层出现细小分布的微孔或者孔洞，这些孔洞或微孔，在金相显微镜下可直接从未经腐蚀的氮化层金相试片上观察到。由于微孔的大小、数量和分布的不同，对性能的影响也不同。《钢铁零件渗氮层深度测定和金相组织检验》标准（GB/T 11354—1989）中主要根据表面化合物层内微孔的形状、数量和密集程度将疏松分为5级。如表2.8-25所示。一般零件经渗氮后，表面疏松允许到3级，4和5级不合格。因为4、5级具有较大的脆性，易起皮剥落。

表2.8-25　渗氮层疏松级别

级别	渗氮层疏松级别说明
1	化合物层致密，表面无微孔
2	化合物层致密，表面有少量细点状微孔
3	化合物层微孔密集成点状孔隙，由表及里逐渐减少
4	微孔占化合物层2/3以上，部分微孔聚焦分布
5	微孔占化合物层3/4以上，部分呈孔洞密集分布

化合物层疏松多发生在氮碳共渗或高氮势长时间气体渗氮的情况下。

试验证明，液体氮碳共渗时，由于氮势高，渗速快，特别是新配的盐浴开始使用时，疏松较为严重。随着使用时间的延长，氮势的降低，疏松程度相应降低。生产实际中发现，化合物层中的疏松与盐浴内生成的亚铁氰酸盐 Na_4 [Fe (CN)$_4$]有关，且疏松随着盐浴内所产生的亚铁氰酸盐含量的增大而增加。

气体氮碳共渗的化合物层疏松，是由于亚稳定的高氮相在渗氮过程中发生分解，析出氮分子而留下气孔。生产实践发现，疏松层的形成与不同炉气成分的混合比和处理温度有关。当炉气中 NH_3 含量超过某一数值时，开始出现多孔性的表面，随着炉气中 NH_3 含量的继续增加，疏松程度就越严重。随着处理温度的提高，NH_3 分解率变化，氮势提高，表面疏松程度增加。

气体渗氮时，化合物层出现疏松与氨气纯度、渗层中平均氮浓度有关。如氨气中含有水分，渗层中氮浓度过高，均易产生疏松。

5.5.3 针状组织

化合层与过渡层之间出现针状氮化物，这是高氮的ε相和γ′相。这些针状氮化物沿着原铁素体的晶界成一定角度平行生长。这种缺陷组织与渗氮前的原始组织有关。如果原始组织中有大块铁素体存在，或者表面严重脱碳，则容易出现针状组织。

针状组织使化合物层变得很脆，容易剥落。因此，对渗氮零件应严格进行渗氮前的调质处理，正确进行工艺过程的控制，防止调质处理过程中产生严重的脱碳和游离铁素体过多的缺陷。在渗氮过程中，要经常检查炉子的密封性，防止漏气和跑气，保证炉内压力平稳，分解率稳定。严格控制氨气含水量。

5.5.4 网状和脉状氮化物

合金钢在渗氮过程中，因渗氮温度过高，氨气含水量过多，调质淬火温度过高造成的晶粒粗大，零件尖角等处可能形成网状或脉状氮化物。根据扩散层中氮化物形状、数量和分布情况，《钢铁零件渗氮层深度测定和金相组织检验》标准（GB/T 11354—1989）分为5级，见表2.8-26。通常1~3级为合格。

表2.8-26　氮化物形态级别

级别	氮化物形态级别说明
1	扩散层中有极少量呈脉状分布的氮化物
2	扩散层中有少量呈脉状分布的氮化物
3	扩散层中有较多脉状分布的氮化物
4	扩散层中有较严重的脉状和少量断续网状分布的氮化物
5	扩散层中有连续网状分布的氮化物

扩散层中形成的脉状组织及网状组织，严重影响渗氮质量，使氮化层脆性增加，耐磨性和疲劳强度下降，极易剥落。为了防止这类组织的出现，可采取下列预防措施。

1）正确进行调质处理。渗氮前一定要进行调质处理，调质时的淬火温度必须严格控制，过高的淬火温度将引起晶粒长大。调质后的组织应是均匀的晶粒细小的回火索氏体组织。

2）严格控制氨气中的水分。采用一级液氨或采用高效的吸湿剂，以降低其水分含量。

3）选择适当的渗氮温度。渗氮温度不能太高，长时间的高温渗氮会加速网状或波纹状氮化物的形成。

4）零件在设计时，应避免尖角呈锐角，渗氮零件加工表面粗糙度不能太高。

当渗氮件的扩散层中已产生网状或波纹状氮化物时，可在500~560℃温度下进行10~20 h的扩散处理，以改善组织，减轻不良影响。

5.6 渗硼组织缺陷

渗硼的目的是使零件表面获得一定厚度的致密硼化物层，一般由 FeB + Fe_2B 双相或 Fe_2B 单相构成，使工件获得良好的耐磨性、热硬性、耐蚀性和抗高温氧化性。

5.6.1 渗硼层的非正常组织

零件渗硼后，由于渗硼层和硼含量高低不同，其渗层的组织也不同。通常渗硼层的组织由表面到心部顺序为 FeB→Fe_2B→过渡区→基体组织，即由硼化物层、过渡层和基体组织三部分组成。

研究渗硼层的缺陷，主要研究硼化物层的缺陷。硼化物层的组织与钢的成分和渗硼工艺有关。正常的硼化物层组织为 Fe_2B 单相组织或 FeB + Fe_2B 双相组织。显微组织呈齿状或指状插入基体，其方向垂直于试样表面。对渗硼层组织的要求必须从零件的具体服役条件和失效方式出发，提出是单相 Fe_2B 还是 FeB + Fe_2B 双相。对于在有一定量的冲击载荷，且以磨损失效为主的工件，应以单相 Fe_2B 组织为好。例如：石油牙轮钻头的渗硼就是一例。在以磨损失效为主，工件承受少量冲击载荷，则可以选用 FeB + Fe_2B 双相组织。渗硼层的组织大致有12种情况，如图2.8-78所示。其中第1类至第3类是在硼势很高的情况下形成的；4~6类是在硼势较高的情况下形成的；而7~10是硼势过低的情况下形成非正常组织。11和12是合金钢中易出现的组织。通常把1~6类作为正常组织，5类最好，4、6类次之。

引起硼势过低，形成非正常组织的原因如下。

1）渗硼温度过低　渗硼加热温度应根据零件的服役条件、所用钢种以及渗后热处理要求而定，常用温度为850~950℃，过低的温度，不仅渗速慢，而且硼势低，易出现非正常组织。

2）渗剂不合格　市场上采购的渗硼剂，一定要进行工艺评定试验，合格后方可使用。同时，也要进行新、旧渗剂搭配试验，并将优选的比例记入工艺文件，并严格执行。过多的旧渗剂，也是出现非正常组织的原因之一。

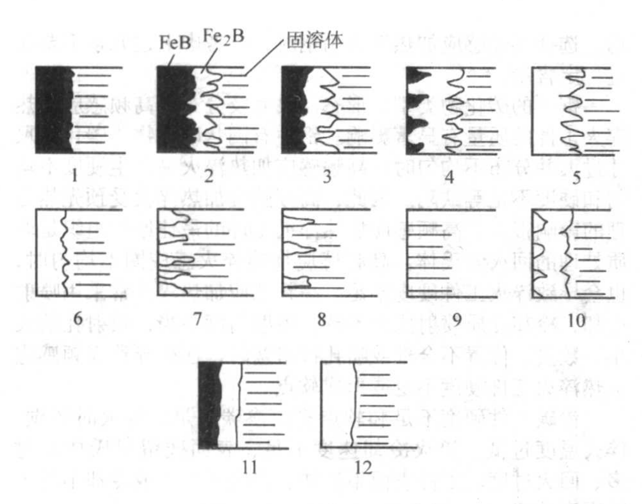


图 2.8-78 硼化物层的类型

3）密封不好 为了保证渗硼质量，固体渗硼时，箱盖必须封严。因为固体渗硼，实属于气相催化反应的气相渗硼，供硼剂在高温和活化剂的作用下形成气态硼化物，它在零件表面不断化合和分解，释放出活性硼原子。如果密封不严，在高温下形成的气态硼化物将向外泄漏，减低硼势，从而形成非正常组织。

5.6.2 硼化层较多孔洞

渗硼层较多的孔洞对抗蚀零件和抗磨零件是有害的，孔洞不仅影响抗蚀性和耐磨性，而且容易引起渗层剥落，影响渗硼件的工作可靠性。通常，渗硼层温度愈高，孔洞愈多，且尺寸愈大。凡是能增加氧化气氛的渗剂组分如水分、Na_2CO_3、杂质、工件的锈蚀等都容易使孔洞形成。另外，钢材也对孔洞形成有影响，低、中碳钢及含硅钢孔洞较多，且较深。

6 力学性能不合格

热处理的目的是通过加热和冷却使金属和合金获得期望的微观组织，以便改变材料的加工工艺性能或提高工件的使用性能，从而延长其使用寿命。常见的热处理缺陷之一是热处理工件的力学性能未能达到热处理技术条件的要求。其原因是材料选择不当、材料的固有缺陷、热处理的工艺参数不合理、加热和冷却方式不当、热处理工艺执行不严等因素造成的。广义上说，由于热处理技术条件本身不合理而导致热处理工件的力学性能不能满足服役要求而使工件早期失效的情况，也应该看成是一种热处理缺陷。

6.1 硬度不合格

金属材料的硬度与其静强度和疲劳强度存在一定的经验关系，并与金属的冷成形性、切削加工性和焊接性等加工工艺性能存在某种程度的联系；硬度试验不损坏工件，简单易行，故硬度被广泛用作热处理工件的最重要质量检验指标，不少工件还将其作为惟一的技术要求。

硬度不合格是最常见的热处理缺陷之一。主要表现为硬度不足、软点、高频感应加热淬火和渗碳工件的硬化层不足、退火和正火硬度偏高等。

6.1.1 硬度不足

淬火工件的硬度偏低一般是由于淬火加热不足、淬火冷却速度不够、表面脱碳、钢材淬透性不够、淬火后残留奥氏体过多或回火不足等因素造成的。

加热不足往往会导致淬火工件硬度不足。但冷却不当却是淬火工件硬度不足的更常见原因。工件出炉后至淬火前预冷时间过长，冷却介质选择不当或冷却介质温度控制偏高导致其冷却能力不够，工件表面有氧化皮或附着盐液，淬火后工件从淬火介质中提出时温度过高，均可能导致过冷奥氏体在等温转变图的珠光体转变区域发生分解，形成铁素体和托氏体等非马氏体组织使工件的硬度不足。

淬火组织中存在大量残留奥氏体是淬火工件硬度不足的重要原因。残留奥氏体量与奥氏体的化学成分有关，碳含量对残留奥氏体量有显著影响，一般当钢的奥氏体碳质量分数大于0.5%～0.6%时，淬火组织中即可明显地观察到残留奥氏体的存在，继续增加碳含量，残留奥氏体量急剧上升，碳的质量分数为1.4%时，残留奥氏体量（体积分数）达35%～45%。凡是以置换方式固溶于奥氏体的合金元素皆引起钢中残留奥氏体量的增多。残留奥氏体量较少时，对硬度没有明显影响，残留奥氏体量较多时，将导致硬度下降，体积分数20%的残留奥氏体将使淬火钢的硬度下降约6.5HRC。

6.1.2 软点

淬火工件在局部区域出现硬度偏低的现象叫做软点。软点区域的微观组织多为马氏体和沿原奥氏体晶界分布的托氏体混合组织。软点或硬度不均通常由于淬火加热不均匀或淬火冷却不均匀所引起。加热时炉温不均匀、加热温度或保温时间不当是造成加热不均匀的主要原因。冷却不均匀主要由于淬火冷却时工件表面附着气泡、淬火介质被污染（如水中有油珠悬浮）或淬火介质搅动不充分所造成的。此外，钢材组织过于粗大，存在严重组织偏析，大块碳化物或大块自由铁素体，组织不均匀也会使淬火工件硬度不均或形成软点。

淬火加热的目的是使工件在淬火加热过程中完成组织转变。为此，必须加热到适当的温度并有足够的保温时间。加热温度偏低和保温时间不足，使得原始珠光体组织未能完全转变为奥氏体和奥氏体成分不均匀时，淬火后得不到全部马氏体组织，结果使工件淬火后形成软点。图 2.8-79 为 T12A 钢制造的手用丝锥因加热不足形成的显微组织：细针状马氏体＋淬火托氏体＋珠光体。性能上表现为硬度不均匀。

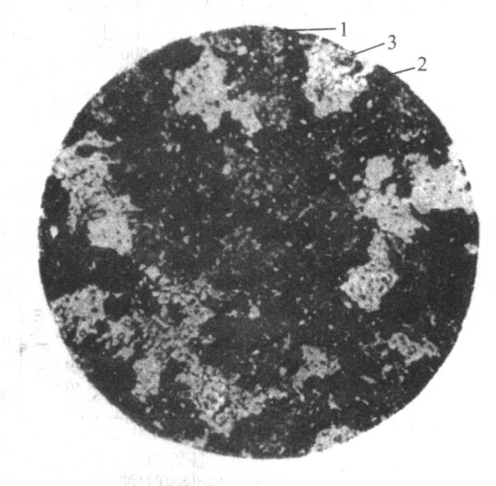


图 2.8-79 T12A 钢制丝锥因加热不足的显微组织 320×
1—细针状马氏体；2—淬火托氏体；3—珠光体

淬火介质搅动不充分，工件在淬火介质中移动不够或者工件浸入介质的方向不对时，往往延迟了工件表面某些部位的蒸汽膜破裂，导致该处冷却速度降低，出现高温分解产物，形成软点或局部硬度下降。水的蒸汽膜比盐水稳定，因此，软点更易在水淬的工件上形成。水和水溶液的温度越高越容易产生软点。

淬透性较差的碳钢，工件截面较大时容易出现软点。工件表面不清洁，如有铁锈、炭黑等，也会造成淬火后出现局

部硬度偏低的现象。

6.1.3 退火、正火硬度偏高

常在碳含量（质量分数）大于0.45%的中、高碳钢中出现硬度偏高现象，产生原因如下。

1）冷却速度快或等温温度低，使珠光体片间距变细，碳化物弥散度增大或球化不完全。

2）某些高合金钢等温退火时，等温时间不足，珠光体转变不完全，随后冷至室温的速度又快，产生部分贝氏体或马氏体转变致使硬度升高。

3）装炉量大，炉温不均匀。

重新退火正火，严格控制工艺参数，即可消除这种缺陷。

6.1.4 高频感应加热淬火和渗碳工件的软点和硬度不足

高频感应加热淬火工件的软点包括表层局部没有淬硬的残留软点和硬化层深度不均匀的深度软点两种。这些硬度缺陷由于材料选择不当、原始组织不良、高频加热淬火的电参数、感应器和冷却装置不当等因素所造成。高频感应加热淬火多用于中碳结构钢和低中碳合金结构钢，由于高频加热淬火是快速加热，奥氏体中的碳来不及通过扩散而充分均匀化，因此，含有Cr、Mo、W、V等碳化物形成元素的钢，因相变点较高，高频感应加热淬火时，易产生软点和硬度不均，选择高频感应加热淬火用钢时，应考虑上述元素不要超过一定含量。

钢中的碳化物类型、形态、尺寸及分布对高频感应加热淬火工件的质量有显著影响。钢中有网状碳化物、碳化物尺寸过大并分布不均匀时，高频感应加热淬火易产生硬度不均匀和硬度不足等缺陷。因此，高频感应加热淬火受预先热处理的影响很大，高频感应加热淬火工件的最佳原始组织是调质处理的回火索氏体。高频感应加热淬火感应圈不均匀时，也会导致淬火工件硬度不足。高频感应加热淬火常采用喷射冷却，冷却介质喷射压力不够，喷射角度不当，喷射孔的大小、数量、位置不合理或喷孔被堵塞时，往往导致高频感应加热淬火工件硬度不足或形成软点。

渗碳工件硬度不足和软点多由渗碳不足、淬火时脱碳、淬火温度过低、淬火冷却速度不足、表面残留奥氏体量过多、回火过度、工件表面不清洁、渗碳不均匀或冷却不均匀等因素造成。

6.2 拉伸性能不合格

淬火回火钢件的拉伸性能很大程度取决于回火温度，如图2.8-80所示，总的趋势是钢的各项强度指标都随回火温度升高而逐渐降低，塑性指标则上升。

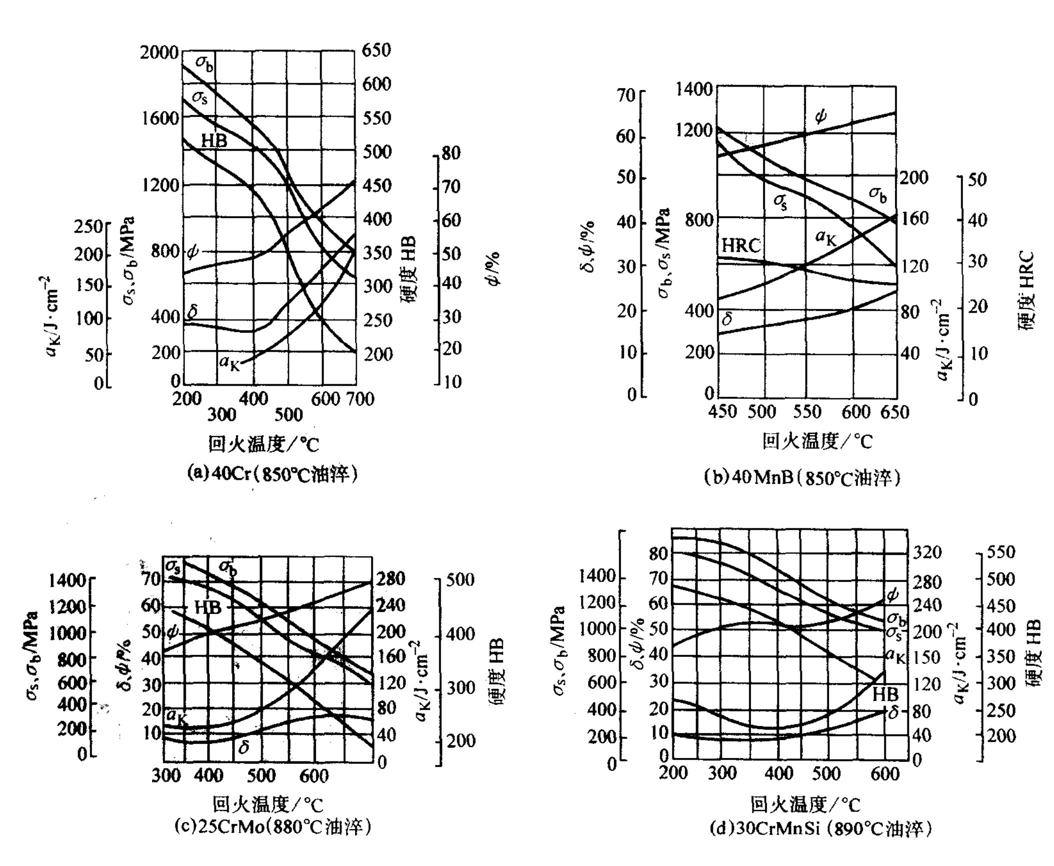


图2.8-80 几种结构钢力学性能与回火温度的关系

拉伸性能不合格，主要原因可能是回火温度偏高偏低，或者炉温失控，回火保温时间过短也会使拉伸性能不合格。淬火温度过高、淬火加热不足（淬火温度过低保温时间过短）等淬火缺陷也影响回火后性能，造成拉伸性能不合格。

淬火程度不同的钢，通过改变回火温度的方法，可以获得相同的硬度，但是其力学性能却有很大差异。图2.8-81为淬火程度对40Cr钢拉伸性能的影响。40Cr钢试样经830℃加热在不同的淬火冷却速度下冷却获得不同的淬火硬度后，通过不同温度回火得到不同的回火硬度，然后进行拉伸试验。结果表明，抗拉强度取决于最后回火硬度，几乎不受淬火硬度的影响；而屈服强度、伸长率和断面收缩率不仅取决于回火硬度，也与淬火硬度有很大关系，在回火到相同硬度的条件下，这些性能指标随淬火硬度的升高而提高。因此，淬火回火工件不能只控制其回火后的硬度，还应检验淬火后的硬度，以便检查工件淬火是否充分，不充分的淬火应作为热处理缺陷重新处理。

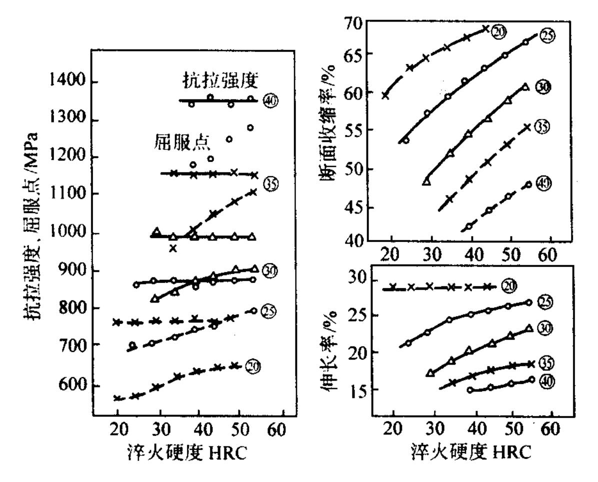


图 2.8-81　淬火程度对 40Cr 钢拉伸性能的影响
（圆圈内的数字为回火硬度 HRC）

6.3　持久蠕变性能不合格

电站、化工、锅炉和航空发动机等设备中，某些零部件需要在高温下长期运行，例如，航空发动机叶片的使用温度可高达 1 000℃，汽轮机高压转子的使用温度约为 550℃；核反应堆和发电设备的设计寿命为 30 年左右，民用航空发动机的设计寿命为 25 000 h（3×10^4 次飞行起落）。对于这些零部件，过量的蠕变变形和蠕变断裂是常见的失效方式之一。蠕变极限、持久强度和持久塑性是材料的主要高温力学性能指标。蠕变极限表征了高温长时期载荷作用下材料对蠕变变形的抗力，持久强度是评价材料抵抗蠕变断裂的抗力指标，而材料承受蠕变变形的容量大小则用持久塑性表示。材料在高温下的变形与断裂除受温度和外力的影响外，与材料的成分和显微组织密切相关。因为热处理不当、组织不良使材料的高温力学性能指标不能满足服役要求而导致高温构件早期失效的情况，应视为一种热处理缺陷予以防止。

高温合金最基本的热处理工艺是固溶处理和时效。固溶处理的温度、冷却速度和次数取决于所希望得到的性能。较高的固溶温度可使 γ′相和碳化物固溶、晶粒长大，并获得高的持久蠕变强度。较低的固溶温度不能溶解高温碳化物，只能溶解主要的强化相，晶粒较细小，可获得高的瞬时抗拉强度。中等固溶处理温度可获得较好的综合性能。高温合金的时效可以采用单级和多级的方式。时效温度一般应稍高于使用温度，以便使合金获得较稳定的组织状态。

决定铁基高温合金组织和性能的关键因素是固溶处理温度，其次是固溶温度下的保温时间，冷却方法的影响则较小。随着固溶温度的提高，合金在中温（550℃）以下的抗拉强度下降，塑性提高；而高温强度则基本不变，高温塑性下降。持久强度先随固溶温度升高而升高，在某一温度下（如 1 150～1 170℃）达到峰值，然后下降；持久塑性则随固溶温度的提高一般呈下降趋势。时效处理的目的是获得数量、形态和分布合理的第二相。对于时效硬化合金，随时效温度升高，时效过程加快，合金的最大硬度升高，超过一定温度，又会使时效的最高硬度下降。例如，GH150 合金的 γ′相析出的峰值温度为 750～780℃，高于此温度时，合金硬度下降，变为过时效状态。时效过程中，碳化物在晶界和晶内析出，在晶界形成球状或链状的 $M_{23}C_6$ 型或 M_6C 型碳化物，可以改善合金的持久蠕变性能，而若形成膜状或胞状碳化物则会降低合金的持久塑性，引起持久缺口敏感性。某些常用的 γ′相强化的高温合金，常采用二次时效或阶梯式时效，以便获得两种大小不同的 γ′相质点，使合金获得较好的综合性能。一般第一次时效温度较高，析出较粗的强化相，第二次时效在较低温度下进行，以便析出尺寸细小的第二相。某些合金经过两次时效处理，其屈服强度和蠕变强度仍然偏低，不能满足技术条件要求时，可提高第一次的时效温度，并增加第三次时效。如用 GH901 合金制造的某零件，其技术要求为：$\sigma_{0.2}\geqslant$830 MPa，650℃，620 MPa 的持久塑性 $\delta\geqslant$ 4%；原处理工艺为 1 085℃×2 h 水冷，770℃×2 h 空冷，720℃×24 h 空冷，其 $\sigma_{0.2}$ 为 810～900 MPa，δ 为 2.8%～4.9%，不能满足技术要求；调整后的工艺为 1 085℃×2 h 水冷，790℃×2 h 空冷，720℃×24 h 空冷，650℃×12 h 空冷，其性能为 $\sigma_{0.2}$ 达 850～930 MPa，δ 为 6.3%～7.3%，达到了技术要求。

镍基和铁镍基高温合金的基体相同，第二相的类型基本相似，因此两类合金的热处理原理相同，工艺相似。镍基高温合金包括固溶强化和沉淀强化两类。它们在成形加工过程中，往往需要进行中间退火和消除应力退火；但主要决定其性能的热处理工序是固溶处理或固溶处理和时效。

镍基高温合金热处理工艺的关键是根据工件的服役要求合理选择固溶处理温度。固溶处理温度高，合金的晶粒粗大，具有较好的高温持久和蠕变性能；较低的固溶处理温度，可使合金晶粒细小，具有较高的抗拉强度、疲劳强度和冲击韧度。例如 GH4169 合金固溶处理温度在 940～1 040℃范围内变化时，其室温抗拉强度随固溶处理温度升高而降低，塑性提高，当固溶温度≥980℃时，δ 相全部溶解，持久强度提高，但持久塑性急剧下降。合金化程度较低的镍基高温合金一般只需要进行一次时效处理，合金化程度较高时，往往需要采用二次时效、三次时效，甚至二次固溶和二次时效的四段热处理，以便调整晶界析出物的类型、大小和分布，并使 γ′相分布更为合理。通常第一次固溶后，再在 γ′相溶解温度以上（1 000℃左右）的处理叫二次固溶，在 γ′相溶解温度以下的处理叫一次时效。第二次固溶或一次时效又称为中间处理。中间处理可显著提高合金的持久寿命和塑性，改善合金的组织稳定性。

国内航空用的钴基高温合金主要有 GH188、GH605 和 GH159 三个牌号。GH188 和 GH605 含有较高的 W，属于固溶强化合金，但也能形成一定程度的碳化物弥散强化。GH159 属于时效硬化型合金，采用冷作硬化和时效硬化相结合的工艺，可获得很高的强度。

少数铸造高温合金的铸态组织具有较高的热强性，经过时效处理后即可投入使用。但是，多数高合金化的铸造高温合金的铸态组织中存在粗大的（γ+γ′）共晶，γ′相的颗粒粗大，偏析较严重，组织不稳定。因而需要进行高温固溶处理，改善合金成分和组织的均匀性，获得更合理的第二相分布，从而提高合金的持久和抗蠕变强度。

高温合金的持久蠕变强度不合格往往是固溶处理温度偏低和时效工艺不当造成的，而过高的固溶处理温度又会造成室温强度的下降和持久塑性的降低。高温合金的性能可以在很宽的范围内通过调整热处理工艺的方法予以控制。根据工件的服役条件优化热处理工艺对高温合金特别重要。

耐热钢和合金在高温长期应力作用下，其伸长率和断面收缩率大大降低，往往导致脆性断裂，这种现象称为高温蠕变脆性。这种脆性以蠕变断裂时持久塑性 δ 与试验时间关系曲线的最低点的塑性来度量，如图 2.8-82 所示。为了防止发生蠕变脆性断裂，一般要求持久塑性 δ 不小于 3%～5%。蠕变脆性是在高温长期载荷作用下材料内部组织变化所引起的，在体心立方晶格金属和奥氏体钢中都会发生。蠕变脆性与钢的原始强度有关，室温抗拉强度大于 755 MPa 的钢容易发生蠕变脆性断裂；钢发生蠕变脆性时，往往呈现低塑性的晶间断，因此碳化物沿晶界沉淀对蠕变脆性有重要影响，P、Sn、As、Sb、S、Pb 和 Bi 等元素促使钢的蠕变脆性

的发生；合金元素对蠕变脆性的影响取决于它们对晶界和晶内的相对强化效应，例如，低合金耐热钢中添加 V，奥氏体钢中添加 Nb，由于稳定的 VC 和 NbC 在晶内析出强化而增大了钢的蠕变脆性倾向；对含 Cr 的 Cr-Mo-V 钢（质量分数 C0.2%-Mo1%-V0.75%）研究表明，随着钢中 Cr 的质量分数由 0.59%增加到 2.88%，其持久塑性提高而持久强度降低，这是因为 Cr 的质量分数较低时，钢中主要析出 VC 引起晶内强度增加，导致低的持久塑性，而铬含量高时，钢中析出尺寸较大的椭圆形 Cr_7C_3 代替了 VC，使晶内的相对强度降低，从而减小了钢的蠕变脆性。

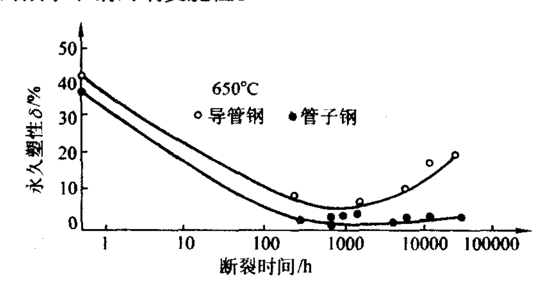


图 2.8-82　Cr18Ni12Nb1 奥氏体钢持久塑性与时间的关系

对于低合金耐热钢，其蠕变脆性按珠光体-铁素体、马氏体、贝氏体的顺序敏感程度增大，持久塑性降低。试验表明，低合金 Cr-Mo、Mo-V 和 Cr-Mo-V 钢随着淬火和正火温度的提高持久强度提高，持久塑性降低。粗大晶粒增大了钢对蠕变脆性的敏感性。一般情况下，不出现回火脆性时，随着回火温度的提高，低合金 Cr-Mo-V 钢的持久塑性增加而持久缺口敏感性减小。

钢中 σ 相的析出对蠕变脆性有明显影响，大量的 σ 相沿晶界连续析出，增大了蠕变脆性。

蠕变脆性减小的途径：减小晶内强度，使晶内强度与晶界强度达到平衡；强化晶界或者减轻晶界弱化因素的影响。试验表明，在低合金耐热钢中添加 B、B + Ti、B + Zr 和 B + Nb 等微量元素，通过在晶界附近形成强化晶界的细小 TiC 或改变晶界上碳化物的形态，可增大钢的持久塑性。

6.4　非铁金属合金力学性能不合格

非铁金属亦称有色金属。工业上用得最广泛的非铁金属是铝、铜、镁、钛及其合金。非铁金属与钢铁的热处理原理相同，但是有其自身的特点。例如，共析转变对钢的热处理有重要作用，但在非铁金属中很少遇到；马氏体相变是钢铁材料赖以强化的重要手段，但除了少数铜合金和钛合金外，其他非铁合金一般不能通过马氏体相变强化。非铁金属最常用的热处理工艺是均匀化退火、再结晶退火、消应力退火、固溶处理和时效处理。固溶处理和固溶 + 时效强化是非铁合金最常用的也是最重要的热处理强化工艺。

非铁金属热处理应特别注意以下问题。

1）非铁金属化学性活泼，对加热环境要求严格。例如，钛合金的加热环境一般应为真空或微氧化气氛；为避免氧化，镁合金常在二氧化硫或二氧化碳保护气氛中加热；为避免氢脆，纯铜需要在中性或弱氧化性气氛下热处理。

2）为了达到最大的固溶效果，许多非铁合金的固溶温度接近固相线的温度，为了防止发生过热和过烧，必须严格控制炉温和加热保温时间。

非铁金属因为热处理不当，引起力学性能不合格的常见原因及防止方法见表 2.8-27。

表 2.8-27　非铁金属热处理常见力学性能缺陷及防止方法

合金	缺陷名称	缺陷特征	形成原因	预防及补救措施
铝合金	力学性能不合格	1）性能达不到技术条件的要求	1）合金化学成分有偏差；违反热处理工艺规程；炉温不均匀，工件挂装不正确	1）根据工件材料的具体化学成分调整热处理规范或调整材料的化学成分；严格执行工艺规程；严格控制炉温，正确挂装工件；重新热处理
		2）淬火后强度和塑性不合格	2）固溶处理不当。固溶温度偏低或保温时间不足；淬火转移时间过长；过烧	2）调整加热温度或保温时间；缩短淬火转移时间；重新热处理；严格执行工艺规程，检查炉温仪表，避免过烧
		3）时效后强度和塑性不合格	3）时效处理不当。时效温度偏低或保温时间不足造成欠时效；时效温度偏高或保温时间过长造成工件软化	3）调整时效温度和保温时间；重新热处理
		4）退火后塑性偏低	4）退火温度偏低，保温时间不足或退火后冷却速度过快	4）调整工艺参数重新退火
		5）工件各部分性能不均匀	5）工件各部分厚薄相差过大，原始组织和透烧时间不足，影响固溶化效果	5）延长保温时间，使之均匀加热；重新热处理
铜合金	纯铜氢脆	拉伸试验时发生晶间脆断	含氧纯铜在氢气或含氢气的还原性气氛中热处理，氢还原氧化亚铜，产生高压水蒸气造成晶间断裂	在中性或弱氧化性气氛中热处理
	力学性能不合格	1）硬度不均匀	1）炉温不均匀，仪表失灵；装料过多	1）控制炉温，更换仪表；控制装炉量
		2）淬火不足，硬度较高，塑性低	2）固溶温度太低，保温时间不足，淬火转移时间过长，淬火介质温度过高	2）调整热处理工艺参数，使用流动水
		3）过热和过烧，脆性大	3）仪表失灵；炉温过高；用木炭保护时，木炭燃烧使温度升高	3）检查更换仪表；调整工艺参数；用木炭保护时，置入密封箱内，木炭中添加质量分数为 10% 的 Na_2SO_4

续表 2.8-27

合金	缺陷名称	缺陷特征	形　成　原　因	预防及补救措施
镁合金	力学性能不合格	1）性能不均匀	1）炉温不均匀；工件冷却速度不均匀；工件各部分厚薄不均匀，保温时间不足；晶粒畸形长大	1）改进设备，控制炉温均匀性；延长保温时间；热处理前进行消除应力处理，铸造时选择合适冷铁，固溶处理时采用间断加热法
		2）性能达不到技术条件要求	2）固溶温度偏低；加热时间不足；冷速不够	2）调整工艺参数，重新热处理
钛合金	氢脆	工件呈脆性，严重时与玻璃一样脆化	炉内呈还原性气氛	控制炉内气氛为微氧化性，炉温控制尽量低，进行真空除氢处理
	吸氧	塑性显著下降	炉内氧化气氛太强，工件太薄	采用真空、惰性气体介质加热或涂层保护

6.5　疲劳性能不良

（1）淬火不充分的影响

用 40 钢、40Cr 钢和 40CrMoA 钢加工成两组疲劳试样，第一组试样在 840℃正常淬火温度下加热淬火，硬度为 56～57HRC，第二组试样使用 760℃加热淬火，淬火不充分，淬火硬度只达到 46～48HRC，将两组试样经过不同温度回火至相同的硬度（均为 33～36HRC），然后进行疲劳试验，试验结果列于表 2.8-28。试验表明，淬火不充分的第二组试样的抗扭疲劳强度比充分淬火的第一组试样降低 10.8%～37%。

表 2.8-28　淬火强度与抗扭疲劳强度

淬火程度	钢　种	淬　火		回　火		抗扭疲劳强度/MPa
		温度/℃	硬度 HRC	温度/℃	硬度 HRC	
充分	40	840，水冷	56	450，油冷	35	363
	40Cr	840，油冷	56	550，油冷	33	421
	40CrMoA	840，油冷	57	550，油冷	36	431
不充分	40	760，水冷	46	200，油冷	34	323
	40Cr	760，油冷	47	460，油冷	35	265
	40CrMoA	760，油冷	48	500，油冷	36	304

对于通常在淬火后中温回火或调质状态下使用的中碳结构钢和低中碳合金结构钢，若因淬火加热温度偏低、工件尺寸过大或淬火冷却速度不足等原因造成淬火不充分或未淬上火时，即使回火后硬度达到技术条件的要求，其疲劳强度却往往不能满足使用要求而可能导致工件早期失效。这种情况则应视为热处理缺陷，对工件需要重新进行热处理或采取其他措施予以补救。

（2）脱碳的影响

脱碳层的显微组织取决于表层的碳的质量分数分布及淬火冷却速度。当表层仅有轻微脱碳时，有可能降低表层残留奥氏体含量，表层硬度下降很少甚至略有提高；严重的脱碳将使表层出现非马氏体组织，降低表层硬度，使表层呈现残余拉应力状态，使疲劳强度下降。试验表明，0.22 mm 的脱碳层使 Cr-3%Ni 钢的弯曲疲劳强度降低 40%。当 CrMnTi 钢的渗碳层由于脱碳使其硬度降低到 41～42HRC，疲劳极限下降 50%。

（3）渗碳、碳氮共渗组织的影响

1）渗碳层中过量残留奥氏体的影响　渗碳层中少量残留奥氏体对渗碳工件的疲劳强度影响不大，甚至有利。但是当渗碳剂活性和浓度太大，淬火温度过高时，由于渗碳层的奥氏体中溶解了大量的碳和合金元素，使其 M_s 点降低，导致渗碳层中出现大量的残留奥氏体，使渗层的硬度下降、残余压应力减小甚至形成残余拉应力，结果使渗碳工件的疲劳性能恶化。研究表明，残留奥氏体量超过 25%，即会给疲劳性能带来不利的影响，32%的残留奥氏体使渗碳工件的疲劳极限降低 10%。

2）渗碳层中网状和大块状碳化物的影响　渗碳剂活性太大，渗碳时间过长和渗碳后冷却速度太慢时，渗碳层中易形成网状或大块状碳化物，这些碳化物主要是渗碳体和合金渗碳体。碳化物的形成导致其周围局部合金元素贫化和淬透性下降，淬火后易形成非马氏体组织。网状和大块状碳化物及非马氏体组织的形成降低了渗碳层中有利的残余压应力，可使渗碳工件的疲劳强度降低 25%～30%。

3）渗碳层内氧化的影响　内氧化的产生使渗碳工件表面硬度下降，表面形成残余拉应力，因而大幅度降低了钢的疲劳强度。研究表明，内氧化层深小于 0.013 mm 时，对疲劳强度影响不大；内氧化层深超过 0.016 mm，可使疲劳强度降低 25%。

4）碳氮共渗层中黑色组织的影响　碳氮共渗的黑色组织类似于气体渗碳的内氧化，使表面硬度下降，有益的残余压应力减小或表面形成残余拉应力，导致疲劳强度的降低。20Cr2Ni4A 钢碳氮共渗试样表面的黑色组织可使其弯曲疲劳极限降低约 6%。

6.6　耐腐蚀性能不良

6.6.1　热处理对晶间腐蚀和点腐蚀性能的影响

晶间腐蚀是沿着晶粒边界发生的选择性腐蚀，也是一种最易受热处理影响的腐蚀类型。发生晶间腐蚀的主要原因是由于晶界贫铬。例如，奥氏体不锈钢在焊接或受到其他热影响而被加热到 400～850℃时，铬的碳化物易沿晶界析出，结果造成晶界贫铬。铁素体不锈钢从高于 900℃温度冷却时，由于铬的碳化物或氮化物沿晶界析出也会造成晶界贫铬。晶界贫铬的结果使基体中的铬由于存在浓度梯度而向晶界扩散。含铬碳（氮）化物的析出和贫铬区的恢复取决于温度和时间。温度高时，由于铬的扩散能力大，一方面含铬碳化物容易析出，另一方面铬向贫铬区扩散的恢复过程进行得也较快；温度低时，虽然铬难于在钢中扩散，但含铬碳化物也不会在晶界析出，因而也不会发生晶界贫铬的问题。然而在某个特定温度区间和时间参数下进行热处理或在某个温度区间长期使用时，由于含铬碳化物沿晶界析出将导致晶界腐蚀抗力的急剧下降。表示发生晶界腐蚀的热处理温度和时间关系曲线叫做时间-温度-敏化曲线（T-T-S 曲线）。图 2.8-83 是奥氏体不锈钢的典型 T-T-S 曲线。在等温转变图的右侧热处理状态下，不锈钢易产生晶界腐蚀。

图 2.8-83　0Cr19Ni9 和 00Cr19Ni11 钢的 T-T-S 曲线
（铜屑加硫酸、硫酸铜试验溶液）

质量分数/%	C	Ni	Cr
0Cr19Ni9	0.063	9.08	18.43
00Cr19Ni11	0.026	10.20	18.08

由于铬在铁素体型不锈钢中的扩散速度比在奥氏体型不锈钢中约快两个数量级，因而铁素体型不锈钢的 T-T-S 曲线位于奥氏体型不锈钢的 T-T-S 曲线的下方（见图 2.8-83）。T-T-S 曲线是在等温加热条件下测得的，在热处理实践中，铬的碳化物或氮化物能否沿晶界析出和析出后对晶界腐蚀抗力的影响程度取决于冷却速度和冷却开始的温度。冷却速度快时，铬的碳化物或氮化物来不及析出；冷却速度慢时，析出铬的碳（氮）化物造成的晶界贫铬区能够通过铬的扩散得以恢复，故在某一冷却速度下，晶间腐蚀最敏感，如图 2.8-84 所示。

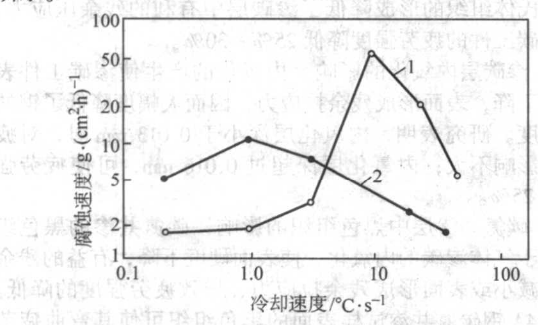


图 2.8-84　冷却速度对 1Cr17 不锈钢腐蚀速度的影响
1—空冷（从 1 200℃冷却）；2—空冷（从 950℃冷却）

点腐蚀是一种典型的局部腐蚀，在金属表面大部分保持钝态的条件下，由于钝化膜的局部破坏而引起的虫眼状腐蚀叫做点腐蚀。不锈钢的点腐蚀性能下降也与局部贫铬有关。值得注意的是 18-8 型奥氏体不锈钢经过 650℃ × 2 h 敏化处理造成晶界附近严重的贫铬，经过 800℃ × 2 h 敏化处理后晶界贫铬程度相对较轻，但是贫铬范围较宽（见图 2.8-85），其晶间腐蚀敏感性前者更大，然而点蚀抗力却是前者优于后者，表明影响点腐蚀和晶间腐蚀的因素并不相同。

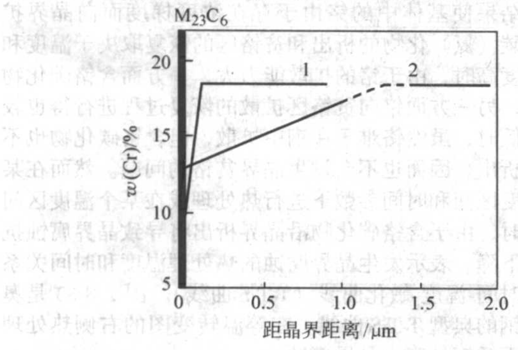


图 2.8-85　铬在晶界碳化物附近的分布
1—650℃ × 2 h；2—800℃ × 2 h

6.6.2　热处理对应力腐蚀开裂的影响

应力腐蚀开裂是最常见的一种腐蚀形态。影响金属应力腐蚀开裂的因素包括冶金、力学和环境三个方面。一般认为拉应力的存在是产生应力腐蚀开裂的必要条件。因此，若表面残余拉应力消除不彻底或因热处理不当在工件表面产生了残余拉应力，都将导致工件应力腐蚀抗力的下降。不均匀的微观组织容易产生应力腐蚀。敏化处理的不锈钢容易产生晶间应力腐蚀开裂，图 2.8-86 是热处理对 18-8 型不锈钢应力腐蚀开裂的影响。经过 650℃敏化处理，应力腐蚀抗力急剧下降。

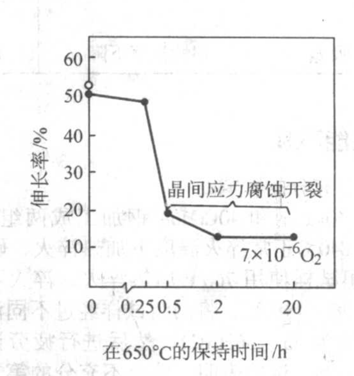


图 2.8-86　敏化对 18-8 不锈钢应力腐蚀开裂的影响
（低应变速度法；试验温度 286℃；应变速率 $\varepsilon = 8 \times 10^{-6}/s$）

强度强烈影响马氏体不锈钢的应力腐蚀开裂行为。淬火状态下其应力腐蚀开裂的倾向很大，随着回火温度的升高，应力腐蚀抗力得到改善，但是对于 Cr12 型的马氏体不锈钢，在 400 ~ 550℃温区回火时，由于 $M_{23}C_6$ 型碳化物的析出造成基体局部贫铬，会出现应力腐蚀抗力的低谷，如图 2.8-87 所示。

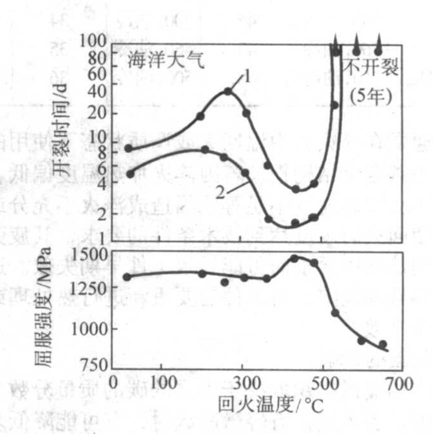


图 2.8-87　回火温度对 Cr12 型不锈钢屈服强度和应力腐蚀开裂行为的影响
1—外加应力为 50% $\sigma_{0.2}$；2—外加应力为 75% $\sigma_{0.2}$

7　脆性

工程构件在断裂前发生明显的塑性变形，称为韧性断裂；断裂前不发生或只有少量宏观塑性变形，则为脆性断裂。由于脆性断裂没有明显的"征兆"，因而危害性极大，应尽量予以避免。工件究竟发生韧性断裂还是脆性断裂，与工件的尺寸、形状、工作环境和介质、载荷性质、材料的性能等因素有关。对于特定的工件和服役条件，材料的强度、塑性和韧度的合理配合决定着其最终的断裂方式。热处理不

当，显微组织不良，会使材料的塑性和韧度显著降低，增大了工件的脆性断裂倾向。与热处理有关的常见的材料脆性有回火脆性、低温脆性、氢脆性、σ 脆性和渗层脆性等。

7.1　回火脆性

钢淬火成马氏体后，在回火过程中，随着回火温度的升高，硬度和强度降低，塑性和韧度提高。但是有些情况下，在某一温度区间回火时，韧度指标随回火温度的变化曲线存在低谷，出现回火脆性现象，如图 2.8-88 所示。钢在回火过程中，可能发生两种类型的脆性：一种脆性通常发生在淬火马氏体于 200～400℃回火温度区间，这类回火脆性在碳钢和合金钢中均会出现，它与回火后的冷却速度无关，即使回火后快冷或重新加热至该温度范围内回火，都无法避免，这种回火脆性称为第一类回火脆性（也称不可逆回火脆性、低温回火脆性或回火马氏体脆性）。另一种脆性发生在某些合金结构钢中，这些钢在下面两种情况下发生脆化：①高于 600℃温度加热回火，在 450～550℃温度区间缓慢冷却；②直接在 450～550℃温度区间加热回火。这种脆性可以采用重新加热至 600℃以上温度，随后快速冷却的方法予以消除，这种脆性为第二类回火脆性（也称可逆回火脆性、高温回火脆性或回火脆性）。

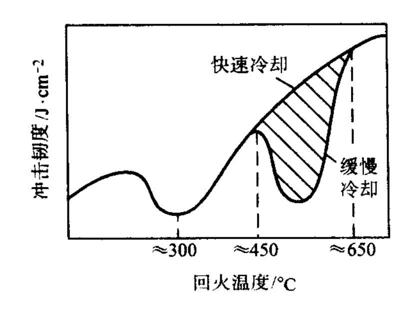


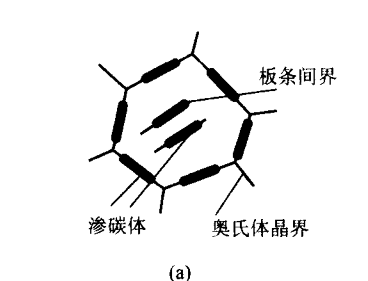
图 2.8-88　结构钢的回火脆性示意图

7.1.1　第一类回火脆性

淬火钢的夏比冲击吸收功随回火温度的变化曲线在第一类回火脆性温区出现低谷，相应的塑－脆转变温度出现峰值，其脆性程度用夏比冲击吸收功曲线的低谷大小进行评定。应该指出的是钢的力学性能指标对第一类回火脆性具有不同的敏感程度，并与加载方式有关。主要反映钢的强度的性能指标对回火脆性敏感程度较小，反映塑性的性能指标对回火脆性敏感程度较大。扭转与冲击载荷对回火脆性敏感程度大，而拉伸和弯曲应力对回火脆性敏感程度小。因此，对于应力集中比较严重、冲击载荷较大或承受扭转载荷的工件，要求较大的塑性和韧度与强度相配合时，第一类回火脆性的产生极大地增大了工件脆性开裂的危险性，应该避免在该温区回火。在这种情况下，第一类回火脆性应作为一种热处理缺陷对待。但是对于应力集中不严重，承受拉伸、压缩或弯曲应力的工件，例如，某些冷变形工模具，其使用寿命主要取决于疲劳裂纹的萌生而不是裂纹扩展抗力，选择材料和制定热处理工艺时，主要应该考虑在保证材料具有适当的塑性和韧度条件下，追求高的强度，并不一定把第一类回火脆性视为一种必须避免的热处理缺陷，有时甚至可以利用该温区回火出现的强度峰值，来达到充分发挥材料的强度潜力，延长工件使用寿命的目的。

（1）第一类回火脆性机理

现已发现，钢的第一类回火脆性与残留奥氏体的转变、马氏体分解沿晶界和亚晶界析出薄膜状渗碳体以及 S、P、N 等杂质元素在晶界的偏聚等因素有关。产生第一类回火脆性时，往往伴随着晶间断裂倾向的增大，但是有些钢在第一类回火脆性温区也观察到以穿晶解理或马氏体板条间解理的方式发生断裂。这些事实表明，第一类回火脆性机理随具体钢种而异。可能的第一类回火脆性机理如图 2.8-89 所示。当钢的杂质和残留奥氏体量较少时，破坏起始于渗碳体的断裂、渗碳体附近铁素体膜的开裂或渗碳体与基体界面的脱开，最终的断裂方式主要为穿晶解理断裂（见图 2.8-89a）；如果钢中的残留奥氏体量较多，回火过程中，由于马氏体的分解和外加载荷的作用，残留奥氏体将因热和机械失稳转变为新鲜马氏体薄层而成为导致钢脆化的主要因素，其断裂方式为马氏体板条间解理断裂（见图 2.8-89b）；在杂质含量较高的钢和对脆性断裂特别敏感的粗晶粒钢中，由于 S、P 等杂质元素在奥氏体化加热期间向晶界偏聚以及在回火期间渗碳体薄膜在晶间析出的综合作用，导致晶界弱化使钢脆化，其主要的断裂方式为晶间断裂（见图 2.8-89c）。上述三种机理对第一类回火脆性的产生共同起作用，其中主要的一种决定了最终的断裂方式。已经提出的第一类回火脆性机理都肯定了沿晶界和亚晶界形成的薄膜状渗碳体的作用，这一点在对中碳钢和中碳合金钢的第一类回火脆性的研究中得到了证实，研究发现第一类回火脆性的出现总是伴随着 ε 碳化物向渗碳体的转变。但是，上述机理在解释某些工模具钢的第一类回火脆性时遇到了困难。因为某些冷变形工模具钢的回火脆性温区较低，例如，GCr15、9SiCr 和 9Mn2V 等钢的第一类回火脆性温区为 190～250℃，在这样低的温度下回火，ε 碳化物尚未开始向渗碳体转变；由于高碳钢淬火温度较低，晶粒细小，杂质元素在晶界的偏聚也不大可能成为产生第一类回火脆性的控制因素，诱发这些钢脆化的主导因素可能是残留奥氏体的热失稳和机械失稳引起的马氏体转变，但其脆化机理尚有许多不明之处，仍有待于进一步研究澄清。



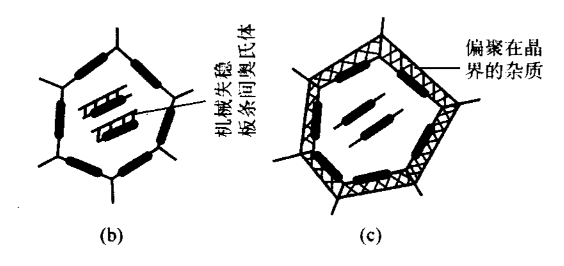


图 2.8-89　第一类回火脆性机理示意图

（2）第一类回火脆性的抑制和防止

合理的选材和热处理可以抑制或防止第一类回火脆性的产生。从减少杂质元素在晶界偏聚的角度，冶炼上可采用真空熔炼、电渣重熔等技术，以便从根本上减少钢中磷、硫等有害杂质的含量，也可以通过加入合金元素将有害杂质固定在基体晶内的方法以避免杂质向晶界偏聚。例如，加入钙、镁和稀土元素，能够减少硫向晶界的偏聚。为了扩大高强度钢的使用范围，可以通过加入硅的方法推迟马氏体的分解，提高第一类回火脆性的温区。工艺上采用形变热处理、亚临界淬火和循环热处理等措施减小晶粒度，降低晶界的平均杂质含量，能够减小钢的第一类回火脆性。

采用工艺手段改变回火过程中析出的 Fe_3C 形态，可以减小钢的第一类回火脆性。例如，40CrNi 钢（3140 钢）炉内回火和感应加热回火试验结果表明，炉内回火在 270℃左右出现明显的第一类回火脆性，韧脆转化温度为 -50℃；感应加热回火没有明显的第一类回火脆性，韧脆转化温度降低到 -135℃。电子显微镜和 X 射线分析发现，270℃炉内回火的碳化物为长片状，感应加热回火的碳化物为均匀细球状。

7.1.2　第二类回火脆性

图 2.8-90 为淬火镍铬钢在 400～650℃温度区间回火时，回火后冷却速度对其冲击吸收功的影响。可以看出，回火后炉冷的钢在 500～550℃附近发生了明显的脆化。钢发生第二类回火脆性时，其室温冲击韧度大幅度降低的同时，韧脆转变温度显著提高，如图 2.8-91 所示。

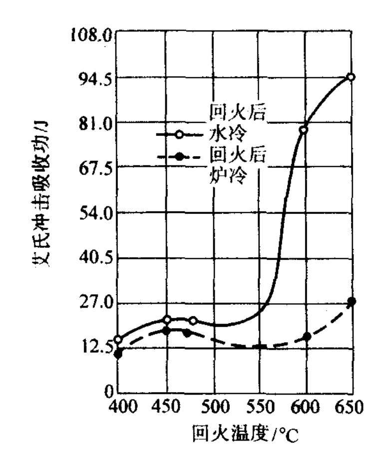


图 2.8-90　镍铬钢的第二类回火脆性

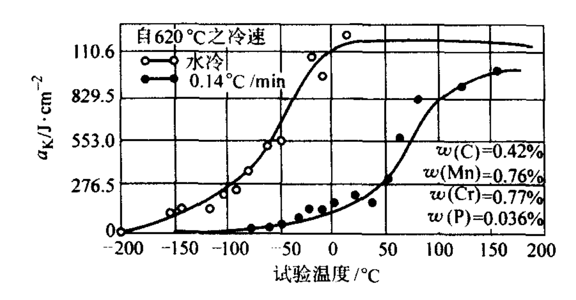


图 2.8-91　第二类回火脆性对韧脆转变温度的影响

（1）第二类回火脆性机理

关于高温回火脆性机理仍有争论。被广泛接受的观点是由于 P、Sb、Sn、As 等杂质元素和 Cr、Ni、Mn、Si 等合金元素在奥氏体晶界偏聚所引起。俄歇谱仪分析表明，回火脆性与奥氏体晶粒边界附近杂质浓度的升高有直接的关系。杂质元素在晶界的偏聚属于平衡偏析。杂质元素以固溶的方式存在于钢中时，由于其原子与铁原子间存在尺寸错配，从减小晶格畸变能的角度，杂质原子将优先占据晶界和位错等缺陷部位，导致晶界的弱化和脆性的增大。随着温度的升高，这种平衡偏析受到原子热运动的干扰，温度足够高时（高于 600℃），平衡偏析消失。这种平衡偏析在碳素钢中很小，不足以引起回火脆性。Cr、Mn 和 Ni 等合金元素与杂质元素的亲和力大，促进了杂质元素在晶界上的这种偏析，因而显著增大了钢的高温回火脆性。回火加热温度高于 600℃，然后快速冷却，抑制了杂质元素向晶界的偏聚，因而减少或防止了回火脆性的发生。在有些合金钢中，随着碳含量的增加，钢的回火脆性倾向增大，表明杂质元素在晶界的偏聚也与碳化物沉淀有关。

迄今为止，关于第二类回火脆性的本质仍有一些问题有待于澄清。例如，为什么 Ni 单独在钢中存在时对钢的回火脆性影响较小，而在 Ni-Cr、Cr-Mn 钢共同存在时会显著增大钢的回火脆性？Mo 和 W 为什么能有效地延缓杂质元素向晶界的偏聚，从而抑制了回火脆性的发生？这些问题仍然缺乏合理的令人信服的解释。也有的研究表明，合金结构钢的高温回火脆性系由钢中 α 固溶体在回火过程中，时效沉淀出的 Fe_3C（N）对位错质点型“强钉扎”作用引起的，而与杂质元素在晶界的偏聚无关。

（2）第二类回火脆性的抑制和防止

为了抑制和防止第二类回火脆性，可采取如下措施。

1）提高钢液纯净度，尽量减少钢中 P、Sb、Sn、As 等有害杂质元素的含量，从根本上消除或减小杂质元素在晶界的偏聚。

2）钢中添加 Mo［w（Mo）＝0.2%～0.5%］或 W［w（W）＝0.4%～1.0%］以延缓 P 等杂质元素向晶界的偏聚。这种方法在生产上得到了广泛的应用，如汽轮机主轴、叶轮和厚壁压力容器广泛采用含 Mo 钢制造。但是这种合金化的方法有其局限性，对于那些在回火脆性温度下长期使用的工件，仍不能避免回火脆性问题的发生。

3）高温回火后快速冷却。对于大型工件，由于心部冷速达不到要求，使这种方法受到限制；另一方面即使能够通过快冷抑制了回火脆性的发生，但又会在工件中产生很大的残余内应力，故对于大型锻件，往往需要采用低于回火脆性温度（450℃）进行补充回火。

4）采用两相区淬火，以便使组织中保留少量的细条状过剩铁素体，这些铁素体在加热时往往在晶粒内杂质处形核析出，使杂质元素集中于铁素体内，避免了它再向晶界偏聚；另外，两相区淬火可以获得细小的晶粒，从而减轻和消除了回火脆性。

5）细化奥氏体晶粒。

6）采用高温形变热处理可以显著减小甚至消除钢的回火脆性。图 2.8-92 为高温形变热处理对 40CrNi4 钢冲击韧度的影响。可以看出，采用高温形变热处理，该钢的回火脆性可以基本上得到消除。

7）渗氮需要在 500℃左右的温度下长时间加热，容易产生回火脆性问题。渗氮钢应当尽量选择对回火脆性敏感程度较低的含钼钢，如 38CrMoAl 钢等。

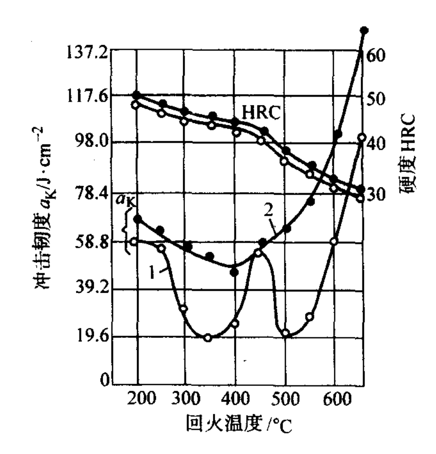


图 2.8-92　40CrNi4 钢的冲击韧度随回火温度的变化

1—常规淬火工艺；2—高温形变热处理

8）焊接构件焊接后往往需要进行去应力退火。由于退火必须缓慢冷却，所以对于含 Mn、Cr、Ni、Si 等合金元素的高强度钢，必须考虑去应力回火引起的回火脆性问题。对于这类构件，也应选用含钼的钢制造。

7.2 低温脆性

温度是影响金属材料和工程结构断裂方式的重要因素之一。许多断裂事故发生在低温。这是由于温度对工程上广泛使用的低中强度结构钢和铸铁的性能影响很大，随着温度的降低，钢的屈服强度增加韧度降低。体心立方金属存在脆性转变温度是其脆性特点之一。随着温度降低，在某一温度范围内，缺口冲击试样的断裂形式由韧性断裂转变为脆性断裂，这种断裂形式的转变，通常用一个特定的转变温度来表示，该转变温度在一定意义上表征了材料抵抗低温脆性断裂的能力。这种随温度降低材料由韧性向脆性转变的现象称为低温脆性或冷脆。

7.2.1 低温脆性的评定

低温脆性通常用脆性转变温度评定。脆性转变温度的工程意义在于高于该温度下服役，构件不会发生脆性断裂。很明显转变温度愈低，钢的韧度愈大。脆性转变温度用夏比系列冲击试验得到的转变温度曲线确定。图 2.8-93 为夏比冲击试验转变温度曲线示意图。使用转变温度曲线进行工程设计时，关键是根据该曲线确定一个合理的脆性转变温度。不同的工程领域采用不同的方法来确定韧脆转变温度。这些方法有能量准则、断口形貌准则和经验准则。

采用能量准则确定的转变温度如图 2.8-93 中的 T_1、T_3 和 T_5 所示，分别对应于上平台 A_{Kmax} 的起始温度（完全塑性撕裂的韧性开裂最低温度）、$\frac{1}{2}$（$A_{Kmax}+A_{Kmin}$）对应温度 T_3 和下平台 A_{Kmin} 的最高温度（完全解理开裂最高温度）。经验准则确定的转变温度示意表示如 T_4。例如，使用经验和统计资料表明，如果船用钢板的 A_K 值超过 20.5 J，将不会发生脆性断裂，因此，造船工业广泛采用 20.5 J 准则。对于常见的机械零件、大型铸锻件和焊接件，经验表明夏比冲击试验与机件失效之间存在如下关系：夏比试样的解理断口面积少于 70% 时，构件的服役应力低于钢的屈服强度的二分之一时，在相应的温度下，一般不会发生脆性断裂，故规定在夏比冲击吸收功与温度的关系曲线上，试样断口上出现 50% 解理断口和 50% 纤维断口的相应温度为韧脆转变温度，称为 FATT。

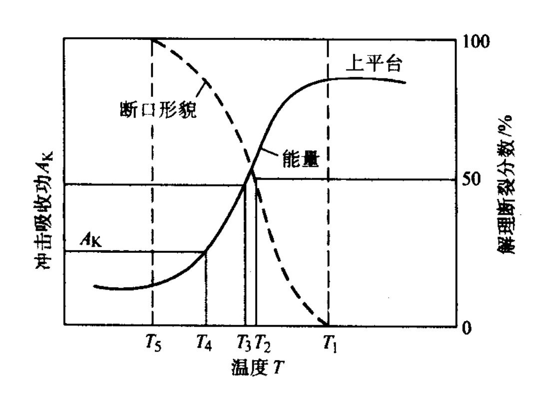


图 2.8-93 夏比冲击试验转变温度曲线

7.2.2 钢的成分和组织对低温脆性断裂的影响

钢的 FATT 和韧度受多种因素的影响。随着温度的降低和工件的有效尺寸、加载速率及应力集中的增大，脆性断裂倾向增大。这些因素属于外部因素，与热处理无关。钢的成分和组织是影响低温脆性的内部因素。钢的成分包括碳含量、合金元素含量和杂质。整体热处理只能改变成分分布，不能改变钢的成分组成；但是钢的组织却可以通过热处理等工艺手段予以改变和控制，因而热处理的质量在一定程度上决定着钢的低温脆性倾向。

（1）合金元素和杂质的影响

钢中碳含量增加使韧脆转变温度升高，最大夏比冲击能减小，夏比冲击能随温度的变化趋缓，如图 2.8-94 所示。研究表明，碳含量对韧脆转变温度的影响与组织状态有关。碳含量对珠光体、贝氏体组织的韧度影响较大，而对马氏体组织的韧度影响较小，在低于韧脆转变温度时，碳含量对马氏体的韧度几乎没有什么影响。Mn 和 Ni 能够减小钢的低温脆性和降低韧脆转变温度。Mn 能显著改善铁素体－珠光体钢的韧度，但对调质钢的韧度的影响则比较复杂。从提高淬透性的角度，Mn 对改善韧度有好处，但是 Mn 增大了回火脆性倾向，对韧度带来不利的影响。除了 Ni 和 Mn 外，铁素体形成元素均有促进钢的脆化的倾向。P、Cu、Si、Mo、Cr 等元素使脆性转变温度升高；少量的 V、Ti 使钢的 FATT 升高，超过一定量时，反而使 FATT 降低。微量的 S、P、As、Sn、Pb、Sb 等杂质元素及 N_2、O_2、H_2 等气体增大了钢的低温脆性。一般认为微量的有害元素往往偏析于晶界，降低了晶界表面能，弱化了晶界，增大了沿晶界脆性断裂的倾向，降低了钢的脆性断裂抗力。

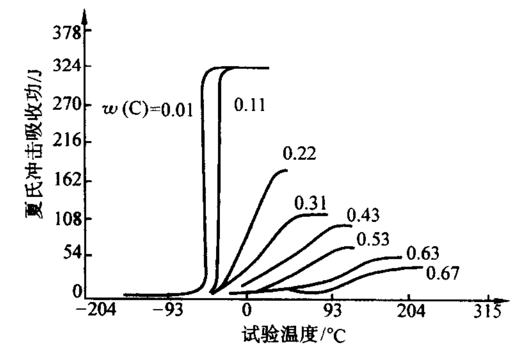


图 2.8-94 碳含量对钢的韧脆转变温度的影响

（2）组织的影响

细化晶粒可以同时提高钢的屈服强度和低温韧度。总的趋势是钢的韧脆转变温度随奥氏体晶粒尺寸、马氏体晶体和马氏体板条束尺寸、贝氏体、铁素体板条束尺寸及珠光体片间距的减小而降低。钢中夹杂物、碳化物等第二相颗粒的大小、形状、分布及第二相的性质对低温脆性有重要影响。第二相颗粒宜细、宜匀、宜圆。晶界上的第二相和碳化物显著降低钢的低温韧度。

钢的成分相同，显微组织不同，其韧度和韧脆转变温度也不同。例如，40～70 mm 厚的 16MnCu 钢板经 910℃ 正火与热轧状态相比，其冲击韧度得到显著改善，如图 2.8-95 所示。

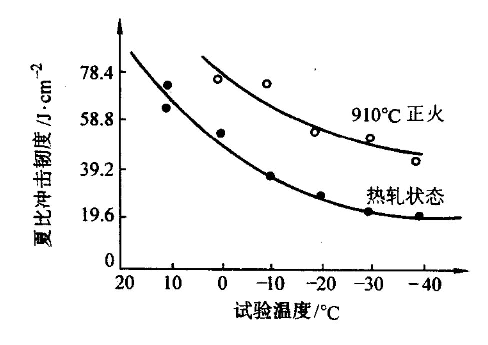


图 2.8-95 正火对 16MnCu 钢低温韧度的影响

图 2.8-96 为组织对 C 0.4%-Cr 0.7%-Mo 0.32% 钢（质量分数）的脆性转变温度和冲击韧度的影响，其韧度按铁素体-珠光体、贝氏体、马氏体的顺序增高。研究表明，回火

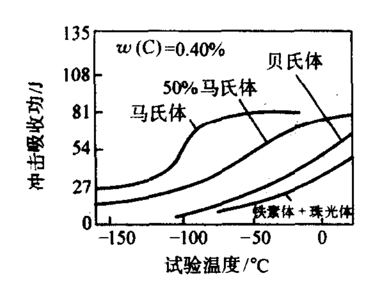


图 2.8-96　组织对铬钼钢韧脆转变温度的影响

至相同硬度下，完全淬透的100%马氏体回火后韧度最好。在获得相同强度的情况下，钢的冲击韧度与组织的关系见图2.8-97。

表2.8-29为钢的组织参量与韧度的关系。

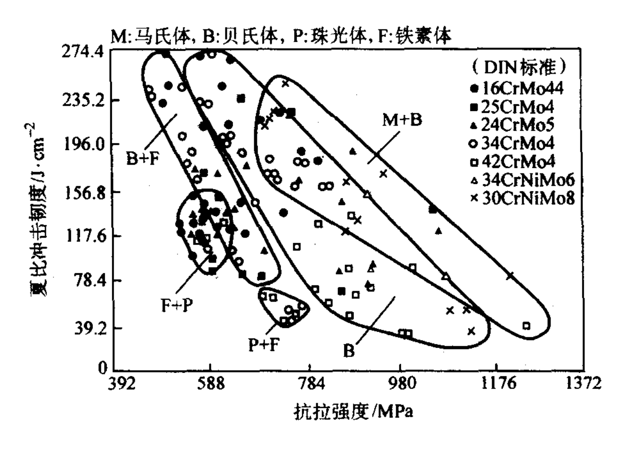


图 2.8-97　不同淬火组织回火后抗拉强度与冲击值的关系

表 2.8-29　钢的组织参量与韧度

组织参量 / 影响 / 韧度指标	铁素体-珠光体					贝氏体及针状铁素体				马氏体及回火组织		
	晶粒尺寸 d	合金元素及杂质质量分数	位错强化	弥散强化	珠光体数量及 Fe_3C 片层厚度 t	晶粒尺寸或板条束尺寸 d	铁素体板条尺寸 l	碳化物	合金元素及碳含量	奥氏体晶粒或板条束尺寸 d	合金元素和碳含量	非金属夹杂物和杂质
冲击韧脆转变温度，FATT	随 d 的减小而降低 FATT∝ $-KD^{-1/2}$	Mn1%和Ni1%分别使FATT降低30℃和13℃，其他元素使FATT升高	使FATT升高，σ_y 每增加1 MPa，FATT升高0.2~0.5℃	使FATT升高，δ_y 每增加1 MPa，FATT升高0.2~0.6℃	随珠光体量增加而升高，随 t、珠光体片间距 S_0 和珠光体晶区尺寸减小而降低	随 d 减小而降低	随 l 减小而降低	在 $B_上$ 中板条界面上的大碳化物使FATT升高		随 d 减小而降低		
夏比冲击平台功，CSE	影响不大	随非金属夹杂物的增加而降低，长条状夹杂物使CSE各向异性	σ_y 每增加1 MPa，使铁素体的CSE降低0.35 J	使CSE降低	随珠光体量增加CSE降低				随含碳量增加而降低			

7.3　氢脆性

7.3.1　氢脆及其分类

金属材料中由于含有氢或在含氢的环境中工作，其塑性和韧度下降的现象称为氢脆。尽管也有例外，但是在大多数情况下，发生氢脆时，材料的断裂方式由韧性断裂转变为脆性断裂。氢在体心立方金属中溶解度很小，但是扩散速度极大，因此，对氢脆的敏感性也最大。当钢中氢含量达到 10^{-6} 数量级时，即会发生氢致开裂。面心立方金属也会发生氢脆，但相对来说，氢脆敏感性较小。

氢脆分为内部氢脆和环境氢脆、可逆氢脆和不可逆氢脆。金属材料在冶炼、酸洗、电镀、焊接、热处理等工艺过程中引进了大量的氢，使材料在受到外载荷作用时，因内部已经存在的氢而发生的氢脆称为内部氢脆。材料在服役过程中，从环境中吸收了氢而导致的脆化称为环境氢脆。氢脆现象能够通过去氢处理减小或去除时，称为可逆氢脆；如果氢已经造成了材料的永久性损伤，即使经过去氢处理，氢脆现象也不能消除的情况，称为不可逆氢脆。根据变形速度对氢脆敏感性的影响可将氢脆分为第一类氢脆和第二类氢脆。前者随变形速度的增加，氢脆的敏感性增大，这是由于加载前材料内部已经存在白点、氢蚀和氢化物致裂等氢脆断裂源的缘故；后者的敏感性随变形速度的减小而增加，其氢脆断裂源是在服役过程中，环境中的氢与应力交互作用下形成的。

目前关于氢脆的机理尚有不同的观点。已经提出的氢脆理论主要有氢压理论、氢降低原子间结合力理论、氢吸附后降低表面能理论以及氢促进局部塑性变形的理论。应该指出的是与氢有关的材料损伤包括氢致塑性的损失、氢致滞后开裂和不可逆氢损伤（氢鼓泡、白点、高温氢腐蚀、氢致马氏体相变等）。严格地讲，氢脆性主要指氢致塑性损失和氢致滞后开裂，而不可逆氢损伤是与氢脆具有不同机理的开裂方式。

氢致塑性损失通常用光滑试样或缺口试样充氢前后拉伸试验塑性指标的相对损失 I_ψ 来度量，$I_\psi=\frac{\psi_0-\psi_H}{\psi_0}\times100\%$，

ψ_0 和 ψ_H 分别为钢中无氢和有氢存在时的断面收缩率。I_ψ 可以用来评定钢对氢脆的敏感程度。氢致滞后开裂抗力通常用氢致裂纹扩展速率 $\frac{da}{dt}$ 和氢致滞后开裂临界应力强度因子 K_{IH} 度量，裂纹尖端应力强度因子 $K_I < K_{IH}$ 时裂纹不扩展。工程上常用延迟破坏评定氢脆性，缺口拉伸试样先测出其缺口拉伸强度 σ_{bH}，然后取其缺口拉伸强度 σ_{bH} 的 75%载荷加载在缺口试样保持，当保持时间大于等于 200 h 为无氢脆，保持时间小于 200 h 为有氢脆。

氢脆是一个复杂的物理、化学、力学过程，影响因素很多，温度、应变速率、氢压和介质都对材料的氢脆行为有影响。但是对于材料热处理工作者，为了防止和减少氢导致的脆性开裂，研究和掌握材料的成分和组织对氢脆的影响规律更为重要。

7.3.2 钢的成分和组织对氢脆的影响

（1）成分的影响

合金元素对氢脆敏感性的影响与氢脆的性质和钢种有关。例如，高强度钢对内部氢脆和环境氢脆都很敏感；而低强度钢、奥氏体钢和镍基合金对内部氢脆不敏感，而其环境氢脆的倾向性却比较大。Mn 显著增大了铁素体与马氏体钢的氢脆倾向，而对奥氏体钢的氢脆影响相对较小。研究表明，C、P、S、Si 增大了钢的氢脆倾向。钢中某些稀土元素（如 Pd、Ta、La、Sc）和碳化物形成元素（Ti、V、Al、Nb、Zr 等）能够增加氢陷井的数量，降低陷井中富集的氢含量；加 Ca 或稀土元素能够改变 MnS 夹杂的形状，使其变圆变细，因而能够增加氢陷井中的临界氢浓度；Cu、Al 等元素能在金属表面形成沉淀膜或氧化膜，阻碍环境中氢的进入。Cu、Al、Ti 和稀土元素通过上述机制减小了钢对氢脆的敏感性。

合金元素对钢的氢致裂纹扩展行为的影响如表 2.8-30 所示。

表 2.8-30 钢中合金元素对氢致裂纹扩展行为的影响

元素	一般敏感性	K_{IH}	da/dt	元素	一般敏感性	K_{IH}	da/dt
S 和 P	明显升高	影响小	应当升高	Ti（一般钢）	降低	—	—
Mn	升高	降低	—	Si	降低	升高	降低
C	明显升高	降低	—	Mo	时升，时降	影响小	—
Cr	升高	影响小	应当升高	Ni	—	影响小	—
Ti（马氏体时效钢）	升高	—	—	Al	降低	—	—

（2）组织的影响

氢脆的敏感性与金相组织密切相关。对于中低强度钢，淬火回火的马氏体或贝氏体组织具有最好的抗氢脆性能。对于珠光体钢，其抗氢脆性能随珠光体的层间距减小而提高。多数研究表明，球状珠光体对氢脆和氢致滞后开裂的敏感性比片状珠光体小。高碳淬火马氏体的氢脆敏感性最大，不发生回火脆性时，随着回火温度的升高，其抗氢脆性能得到改善。一般认为，对于低合金超高强度钢，碳化物颗粒均匀分布的细小板条马氏体具有最好的抗氢脆性能。

热处理能改变钢的微观组织，当然也影响钢的氢脆敏感性。图 2.8-98 为固溶温度对 18Ni（250）钢氢脆敏感性的影响。固溶温度的升高对钢在真空中的塑性影响很大，而在含

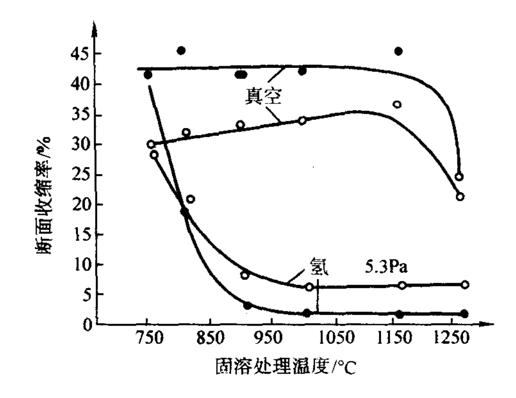


图 2.8-98 固溶处理对 18Ni（250）钢塑性的影响

氢环境中，其塑性则大幅度下降。固溶温度超过 900℃，其断面收缩率降低到 5%以下。

（3）热处理氢脆

在钢的保护气氛热处理和渗碳、渗氮时，炉气气氛中都有一定量的氢，在热处理加热时，氢会渗入钢中，随后冷却过程中不能扩散出去，被保留在钢中，在热处理内应力或外力作用下可能发生氢脆，这种热处理渗氢产生的氢脆称为热处理氢脆。

气体渗碳、碳氮共渗或其他保护气氛中氢含量都是比较高的。表 2.8-31 是常见气氛中氢的含量。

表 2.8-31 热处理气氛的成分组成（体积分数）

%

类别	参考成分					
	CO_2	CO	H_2	CH_4	H_2O	N_2
用天然气制备的吸热式气氛	微量	20.7	38.7	0.8	露点 −4 ~ 20℃	39.8
用丙丁烷制备的吸热式气氛	微量	23 ~ 25	32 ~ 33	0.4	微量	39.8
甲醇裂解气氛	0.2	32.4	66.2	0.60	0.60	—

在上述气氛中热处理加热时，气氛中的氢会渗入钢中；当快速冷却时，钢中氢不能充分扩散出来，使钢中氢含量增加，具备了产生氢脆的重要条件之一。钢淬火组织中具有氢脆敏感的组织，在内应力或外应力作用，可能产生氢脆断裂。高强度钢甲醇裂解气保护热处理氢脆、20CrMnTi 钢齿轮碳氮共渗氢脆和渗碳齿轮通氨淬火氢脆就是典型案例。

1）高强度钢甲醇裂解气保护热处理氢脆　为了防止高强度钢制件在热处理加热时产生氧化脱碳，某厂采用了在井式电炉中通入甲醇裂解气进行保护淬火工艺，在生产中曾发现 40CrMnSiMoVA 超高强度钢制造的活塞杆氢脆裂纹。

试验材料用 40CrMnSiMoVA 超高强度钢，对比了不同热处理工艺的氢含量、缓慢拉伸和延迟破坏试验，其结果如表 2.8-32 所示。

表 2.8-32 氢脆试验结果

热处理工艺	氢含量	焊缝光滑试样缓慢拉伸			延迟破坏的临界应力
	$w(H)/\%$	σ_b/MPa	$\delta_5/\%$	$\varphi/\%$	$K_{th}/MPa\cdot m^{1/2}$
原材料	1.84×10^{-6}	—	—	—	—
甲醇炉淬火不除氢	2.43×10^{-6}	1 101	1.07	3.93	10.9

续表 2.8-32

热处理工艺	氢含量	焊缝光滑试样缓慢拉伸			延迟破坏的临界应力
	$w(H)/\%$	σ_b/MPa	$\delta_5/\%$	$\varphi/\%$	K_{th}/MPa·m$^{1/2}$
甲醇炉淬火不除氢，停放	停放 8 天	停放 6 h			停放 1 个月
	2.00×10^{-6}	1 232	3.37	15.6	12.4
甲醇炉淬火立即除氢 190℃×16 h	1.25×10^{-6}	1 243	6.80	42.8	—
甲醇炉标准工艺	—	1 270	6.30	39.3	54.7
空气炉标准工艺	0.62×10^{-6}	1 297	6.40	42.2	—

注：1. 甲醇炉淬火指甲醇裂解气保护加热 920℃×1 h，然后 190℃×1 h 等温淬火。
2. 标准工艺为 920℃×1 h 加热，190℃×1 h 等温淬火，190℃×16 h 除氢（甲醇炉），260℃×6 h 回火，210℃×3 h 去应力回火。

试验结果表明，甲醇裂解气保护淬火时有严重渗氢；淬火后在不除氢情况下自然停放时，氢释放得很慢，有氢脆开裂倾向。如果经过 190℃×16 h 除氢或除氢加 260℃×6 h 回火，淬火渗入钢中的氢基本除掉，此时缓慢拉伸和延迟破坏等氢脆性能均已恢复，与空气炉处理试样性能相当，因此为防止高强度钢甲醇裂解气保护热处理氢脆，应在淬火后立即彻底除氢（190℃×16 h）和及时回火，或者采用氮基气氛热处理或真空热处理代替甲醇裂解气保护热处理。

2）20CrMnTi 钢齿轮碳氮共渗的氢脆　主动圆锥齿轮材料为 20CrMnTi 钢，要求碳氮共渗层深度 0.6～0.9 mm，表面硬度 59～63HRC，心部硬度 33～48HRC。采用了三乙醇胺为渗剂，对齿轮进行气体碳氮共渗。

气体碳氮共渗直接淬火工艺，生产在 RJJ-90-9T 井式气体渗碳炉进行。圆锥齿轮曾发生过延迟裂纹、试车和使用中断裂。

为了验证断裂属于氢脆的分析结论，进行了如下试验。

① 氢脆试验。采用室温下拉伸速度≤3 mm/min 的慢拉伸试验。从断裂齿轮同批材料的锻坯中取两件，锻成 ϕ24 mm 棒料，920℃×1 h 正火后加工成试样，除原工艺外，其余试样直接淬火后不回火。试验结果列于表 2.8-33。

表 2.8-33　20CrMnTi 钢不同热处理后的力学性能

试样号	热处理状态	σ_b/MPa	$\varphi/\%$
1—1	碳氮共渗直接淬火	1 318	9.7
1—3	碳氮共渗直接淬火并 180℃×2 h 回火空冷（原工艺）	1 447	11.6
1—4	碳氮共渗空冷＋盐炉 860℃×10 min 油淬	1 374	23.3
1—0	不经碳氮共渗＋盐炉 860℃×10 min 油淬	1 430	32.8

由于碳氮共渗中渗氢，淬火后原工艺的塑性指标与直接淬火较低，低温回火不能明显改善塑性。碳氮共渗空冷与不经碳氮共渗的淬火试样塑性指标较高，也就是说，通过碳氮共渗后再加热淬火，塑性指标得到很大程度恢复。

② 氢含量试验。我们进行了氢含量试验，试验包括氢含量测定和氢释放试验两部分。试样取自同一批棒料，其尺寸为 ϕ6 mm×10 mm，表面粗糙度 R_a1.6 μm。

氢含量测定采用 DH－1 型快速定氢仪测定了不同原始状态及镀铜试样（经 920℃×1 h 正火）、经碳氮共渗直接淬火并低温回火后的氢含量，结果见表 2.8-34。试验结果表明，在碳氮共渗过程中确有严重渗氢现象，大约为共渗前的 4 倍。

表 2.8-34　不同原始状态及镀铜试样经碳氮共渗直接淬火低温回火后的氢含量测定

热处理状态	$w(H)/\%$
热轧态	0.23×10^{-6}
热轧＋920℃×1 h 正火	0.30×10^{-6}
锻造＋920℃×1 h 正火	0.48×10^{-6}
原工艺（试样经镀铜）	1.13×10^{-6}

注：氢含量为三个试样的平均值。

③ 氢释放试验。碳氮共渗中渗氢造成的渗氢是可逆的，也就是说，氢可以在放置过程中释放。比较镀铜与不镀铜试样在氢释放行为上的区别。

将碳氮共渗后的试样放入盛有液体石蜡的特制密封容器里，每放置一定时间后，在放大镜下观察氢气泡溢出的个数，得出氢释放与放置时间的关系曲线（见图 2.8-99）。由图可知，在相同条件下，镀铜试样氢释放速度比不镀铜试样慢得多，使零件氢脆的危险性大大加剧。

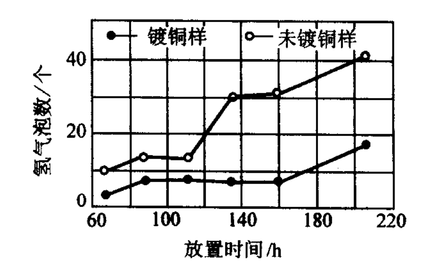


图 2.8-99　氢释放与放置时间的关系

结论及改进措施如下。

① 圆锥齿轮裂纹及开裂属于延迟断裂。它是在碳氮共渗过程中渗氢，在淬火回火后由于氢的偏聚形成氢脆引起的。过小的圆弧过渡以及刀痕等对氢脆均有促进作用。

② 镀铜试样经碳氮共渗直接淬火回火后，不但氢含量高，而且在同样条件下，镀铜试样氢释放速度要比不镀铜试样慢得多，使零件的氢脆危险性大大加剧，这就是氢脆和氢裂总是发生在轴类零件镀铜部位的原因。

③ 碳氮共渗后空冷再重新加热淬火或 180℃保温 8 h 除氢回火都可以除氢，避免氢脆断裂。

3）渗碳齿轮通氨淬火的氢脆

为了提高 20CrMnTi 钢汽车齿轮的使用寿命，应用齿轮渗碳后在控制气氛炉内滴煤油通氨气加热保温淬火工艺，炉内的碳氮共渗的气氛，使齿轮的保温时间里增加表面的氮含量。剥层分析表明，最表层的氮的质量分数可达到 0.1%～0.3%以上。这种淬火工艺，既可以使齿轮表面的氮含量与碳氮共渗齿轮表面氮含量基本相近，又可以避免或减少碳氮共渗齿轮表面的黑色组织缺陷。齿轮在热处理后放置一定时间，齿尖端会出现氢脆剥落现象（又称齿尖脱皮或胀皮剥落）。

① 含氢分析。多用炉滴煤油通氨气，炉内气氛氢含量很高，热处理时氢易渗入钢中，使齿轮表面氢含量显著提高。通过氢分析（表 2.8-35）可看出，原材料的氢含量很少，盐浴炉加热时氢量亦很少。而故障件氢含量为盐浴炉加热淬火后的 2.7 倍左右。由于钢的强度很高，对氢很敏感，

因此，钢中一定的氢也会引起明显的氢脆。

表 2.8-35　不同工艺处理的齿轮氢含量对比

热处理状态	原材料	剥落实物切齿	910℃滴煤油渗碳冷却，860℃滴煤油 + 120L/h NH_3 加热淬火	910℃滴煤油碳冷却，860℃盐浴炉加热淬火
氢的含量 /mL·$(100\ g)^{-1}$	0.4 ~ 0.9	1.7 ~ 1.8	1.42	0.65

注：保温时间均为 1 h，淬火油冷，试样为 $\phi10 \times 20$ mm 的圆柱。

② 改进工艺研究，剥落齿轮经机械修正后，进行一次 220℃保温 3 h 回火，剥落现象就不再发展。我们针对这种情况，对回火工艺进行氢含量分析，试验结果如表 2.8-36 所示。回火能降低钢材表面的氢含量，经二次回火后，钢材表面的氢含量比未经回火的下降一半左右，所以，氢脆剥落的齿轮，经过 220℃保温 3 h 再次回火，剥落现象就不再发展，这与齿轮表面氢含量显著下降有关。

表 2.8-36　试样不同回火后的氢含量对比

回火工艺	未回火	一次回火 190 ± 10℃保温 3 h	二次回火，190 ± 10℃保温 3 h，升温 220 ± 10℃再保温 3 h
表面硬度 HRC	62.5	62.5	60 ~ 61.5
氢含量 /mL·$(100\ g)^{-1}$	3.3	2.0	1.5

注：试样在马弗炉回火，产品齿轮采用箱式炉二次回火，表面硬度没有降低。

7.4　σ 脆性

高铬铁素体不锈钢、铁素体-奥氏体不锈钢、奥氏体不锈钢和耐热钢在 550 ~ 800℃之间长时间加热会析出 σ 相，增大了钢的脆性，称为 σ 脆性。σ 相是成分范围很宽的 Fe-Cr 金属间化合物，目前还未测出 σ 相上下限的准确成分，其大致成分可近似地表示为 FeCr。σ 相不仅在许多过渡族元素组成的二元合金中形成，在不少三元系中，例如，Fe-Cr-Ni、Fe-Cr-Mo 及 Ni-Cr-Mo 三元系中，在某些特定温度范围内，也发现有 σ 相存在。在高温合金中，已发现的二元系 σ 相有 FeCr、CoCr、FeMo，三元系 σ 相如 FeCrMo、NiCrMo 和四元系 $(CrMo)_x$ $(NiCo)_y$ 等。

7.4.1　σ 相的性质及其对性能的影响

σ 相的结构很复杂，属于正方晶系。晶胞中有 30 个原子，点阵常数为 $a = 8.75 \sim 8.81$ kX，$c = 4.54 \sim 4.58$ kX ($1\ kX = 1.002\ 037 \times 10^{-10}$ m)，$c/a = 0.52$，某些 σ 相中各类原子呈有序排列。σ 相硬度很高，Fe-Cr 系不锈钢中，σ 相的硬度约为 68 HRC，其他合金中的 σ 相的硬度略有波动。σ 相很脆，室温下脆如玻璃。σ 相沿晶界或呈片状分布时，使钢的塑性和韧度显著下降。少量的 σ 相（体积分数 < 3%）呈孤立弥散分布时，对钢的韧度影响不大，且有一定的强化效果。σ 相的形成使基体贫铬，因而使基体的抗蚀性下降，并降低了固溶强化的效果。

7.4.2　钢的成分、热处理与 σ 相的形成

σ 相通常在高铬钢中形成。一般认为铬的质量分数小于 20% 的不锈钢，σ 相的形成倾向很小。σ 相的形成速度很慢。因此，有些合金在使用前虽然没有 σ 相，但是在 550 ~ 800℃温度下长期使用时，却可能因为 σ 相的逐步形成导致性能恶化而使工件早期失效。在高铬不锈钢、镍铬不锈钢及耐热钢中，铬含量愈高，愈易形成 σ 相，铬的质量分数超过 45% 时，σ 相的形成倾向最大。Si、P、Mo、W、V、Ti、Nb 等元素能够促进 σ 相的形成；Mn 使 σ 相形成的极限 Cr 含量降低，因此，Cr – Mn – N 不锈钢中，比较容易出现 σ 相。

σ 相能从奥氏体中直接析出，也能从 δ 铁素体中形成。研究表明，由于 δ 铁素体的铬含量较高，加上 Si、Mo 等铁素体形成元素富集于铁素体，促进了 σ 相的形成，因而从 δ 铁素体转变为 σ 相比较容易。δ 铁素体形成 σ 相的过程很复杂，一般认为它首先形成少量细小的奥氏体，然后在 δ 中析出细小的碳化物，并在 γ/δ 相界上析出 σ 相。

合理的热处理工艺可以抑制 σ 相的形成。对于奥氏体不锈钢，固溶处理温度不宜过高，保温时间不宜过长，以便使钢中不产生过量的 δ 铁素体而增大 σ 相的形成倾向。若在铸造、焊接和热处理过程中，产生了有害的 σ 相，可在 820℃温度以上加热或采用固溶处理予以消除。消除 σ 相的热处理温度应根据钢的成分试验确定。

铁素体 – 奥氏体复相不锈钢，其金相组织为铁素体基体上分布有小岛状奥氏体，δ 铁素体的体积分数约占 50% ~ 70%，由于这类钢含有较多的 δ 铁素体，σ 相析出倾向较大，故使用温度不宜超过 350℃。

7.5　渗层脆性

对于高硬度渗层，如渗氮表面硬度可达 1 100 ~ 1 200 HV，渗硼层硬度高达 1 300 ~ 2 000 HV，热处理不当还可能产生渗层脆性过大，导致早期剥落。

7.5.1　渗氮层脆性

渗氮层脆性常用维氏硬度法检查评定，《钢铁零件渗氮层深度测定和金相组织检验》标准（GB/T 11354—1989）中规定，根据维氏硬度压痕边角破碎程度，渗氮层脆性分为 5 级，如表 2.8-37 所示，1 ~ 3 级合格。

表 2.8-37　渗氮层脆性级别

级　别	脆 性 级 别 说 明
1	压痕边角完整无损
2	压痕一边或一角碎裂
3	压痕二边或二角碎裂
4	压痕三边或三角碎裂
5	压痕四边或四角均碎裂，轮廓不清

渗氮层脆性过大可能产生的原因如下。

1) 液氨水含量过高，吸湿剂失效未及时更换或未进行再生处理，造成脱碳。

2) 渗氮前工件表面脱碳层未全部加工掉，在化合物层和白亮层之间产生针状化合物。

3) 氨分解率过低，工件表面氮含量过高，形成脆性的 ε 相；或者虽进行过退氮处理，但工艺不当。

4) 渗氮温度过高，氮含量过高，形成严重的网状组织。

5) 工件预备热处理不当，组织粗大或游离铁素体过多，造成渗层针状组织和网状组织。

6) 工件有尖角、锐角、表面太粗糙，经常出现网状组织。

经渗氮层脆性检查，如发现有超标现象，可采用以下方法之一进行补救：

1) 进行退氮处理，退氮工艺是 500 ~ 520℃，氨分解率 ≥80%，保温 3 ~ 5 h；

2) 用磨削加工方法，磨去白亮层。

7.5.2　渗硼层脆性

评价渗硼层的脆性的方法，根据其脆断损坏和剥落损坏不同而异。“脆断脆性”可用三点弯曲声发射测得的脆断强度来衡量。用砂轮磨削可测试剥落倾向，可以衡量“剥落

脆性”。

具有 FeB 和 Fe_2B 两相组织的渗层容易产生剥落损坏，而具有单相 Fe_2B 组织的渗层容易产生脆性损坏。

减少渗硼层脆性的途径如下。

(1) 选择合适的渗硼工艺，力求获得单相 Fe_2B

一般而言，渗剂的活性较弱，渗硼温度较低，时间较短，渗层较薄，以及基体中碳和合金含量较低时，渗硼层都易出现 Fe_2B。采用 SiC 当还原剂的硼砂单相渗硼，也容易获得单相 Fe_2B。

如果获得了双相组织，可以用再扩散退火使其变成 Fe_2B 单相组织。

(2) 进行合适的渗后热处理

渗硼后采用恰当的热处理配合，在一定程度，可以减少渗层的脆性。受载很轻，不会产生脆断或剥落，渗硼后空冷即可。受载较重，需要一定的基体硬度的渗硼后，必须淬火和回火。基体的硬度应大于 40HRC，以免发生凹陷。为了减轻脆性应兼顾脆断脆性和剥落脆性。回火温度提高，基体比体积减小，表面残余压应力增大，这对脆断脆性提高有利，对剥落不利。为防止剥落失效，回火温度应低些。回火温度的选择，应根据渗硼零件在实际服役条件中的失效形式而定。

过高的淬火加热温度和强烈的淬火介质，均易产生裂纹和剥落缺陷。因此合理地选择加热温度和淬火剂，对防止脆性有一定意义。

8 其他热处理缺陷

随着热处理技术的不断发展和日益广泛应用，对热处理的质量要求越来越高，热处理缺陷种类也越来越多。除了常见的热处理裂纹、变形、残余应力、组织不合格、性能不合格及脆性之外，还有不少其他热处理缺陷，主要包括化学热处理和表面热处理缺陷、真空热处理和保护热处理缺陷、非铁金属合金热处理缺陷等等。

8.1 化学热处理和表面热处理特殊缺陷

化学热处理和表面热处理缺陷概括如表 2.8-38 所示。除一般热处理缺陷之外，特殊热处理缺陷还有硬化层深度不合格，包括硬化层过深、过浅、不均匀等。

表 2.8-38 化学热处理和表面热处理常见缺陷

热处理种类		常见热处理缺陷
化学热处理	渗碳及碳氮共渗	硬化层深度不合格、表面硬度不足、心部强度超差、表层粗大碳化物或网状、黑色组织、内氧化、心部组织粗大和铁素体过多、脱碳、变形过大、裂纹
	渗氮及氮碳共渗	硬化层深度不合格、渗层脆性表面硬度不足及软点、表面白亮层、渗层网状或脉状氮化物、变形超差、裂纹与剥落、表面氧化色、表面亮点及花斑
	渗硼、硫及渗金属	硬化层深度不合格、渗层脆性、渗硼层疏松和孔洞、结合力不好、裂纹与剥落，分层与鼓包、渗层不连续、腐蚀
表面热处理	感应加热淬火	硬化层深度不合格，表面硬度低，软点与软带，硬化层组织不合格、变形大，开裂、残余应力大，尖角过热
	火焰加热淬火	硬化层深度不合格，表面硬度低、软点与软带、硬度不均匀、变形大、开裂、过热、过烧

化学热处理和表面热处理都是表面强化技术，希望获得最佳的表面硬化层，提高零件的疲劳强度、抗弯强度及良好的耐磨性、抗腐蚀性能等。当硬化层不足时，零件所期望的性能和寿命将受影响；硬化层过厚，将使零件脆性增加，容易造成早期失效。

8.1.1 渗碳硬化层深度不合格

影响渗碳层深度的主要因素有渗碳介质的碳势、渗碳温度、渗碳时间、工件的化学成分、工件的形状、工件的表面状态等。

渗层过厚的主要原因是：渗碳温度过高，保温时间过长，碳势过高等工艺操作上的问题所引起，钢中碳化物形成元素过多也能明显使渗层超过技术要求。为了保证达到技术要求的渗层深度，则必须严格进行工艺参数的控制，认真进行炉前抽取断口试样（或金相试样）的工作，准确地测定层深，以免错判或误判造成不必要的延长保温时间。零件用钢发生变化，工艺参数必须调整。炉前测定层深的试棒与所处理的工件应用同一钢种，以免造成层深判断的错误。一旦层深超过技术要求，对重要零件，只得报废。对一般零件，可采用降低二次淬火温度的方法进行补救。

渗层过薄可能由于下述原因造成。

1）渗碳温度低，可能因控制仪表失灵，热电偶安放位置不合理，炉子加热元件损坏，晶闸管功率调节器有故障等原因造成。

2）渗碳保温时间短，或渗碳期与扩散期的时间及其比例安排不当造成。

3）炉内碳势过低，可能是所用的碳势测量和控制仪表失灵，或者由于炉内气体成分变化，如 CH_4、CO 低于合理范围，造成碳势控制偏低。对无碳势控制仪表的普通气体渗碳炉，由于渗剂材料质量不合格或进入炉内量过少等造成。

4）装炉量过多，或炉子、夹具、吊具有变化，尽管显示炉内气氛碳势的碳势仪表指示正常，但是渗碳是不平衡的，由于吸收碳的面积增大，可能造成单位面积供碳量的降低，这对渗层较薄时显得更重要。

5）炉子密封不严，气压偏低。

为了防止或改进渗层过薄的缺陷，对设备应定期检修，保证炉子良好的密封性，对仪表要定期校验，对渗碳所用的原料气或渗剂要严格进行质量控制，不合格的原料不得使用；对装炉量要进行控制，必须按工艺要求装炉，当产品变更或装炉量变化时，要进行工艺调整和工艺验证工作。

渗碳层太薄，应进行补渗工作。大家知道，渗层深度在一定温度下是保温时间的函数。即：

$$\delta = k\sqrt{\tau}$$

式中，δ 为层深，mm；k 为系数，同温度、炉型、装炉量等有关；τ 为保温时间，h。

可以根据生产现场的数据通过计算来确定补渗需要的时间。

渗层不均匀产生的原因如下。

1）工件表面不清洁，表面有锈斑、油垢，装炉前未进行认真清理。

2）装炉量过多或零件在炉中放置不合理，使工件彼此之间的间隔太小，炉内气体流动不畅。

3）由于风扇停转，或风扇设计不当，使炉内气氛不均匀，局部地区有死角。

4）炉内温度不均匀。

5）零件表面被炭黑、炉灰、结焦所覆盖。

为了防止渗层不均匀，工件表面一定要认真清洗，根据零件特点选用夹具和装炉方式，尽量要求均匀；定期清理炉内积炭等措施。

过共析及共析层深度过大或过小也是渗碳的一种缺陷。

通常过共析及共析层深度之和为总渗层深度的50%~75%比较适宜。

产生过共析及共析层深度过大的主要原因是：

1）在强渗阶段炉内碳势太高；

2）扩散时间太短，而强渗时间过长。

应当合理控制炉内碳势，将强渗期的碳势适当调低，或增长扩散期，缩短强渗期。

产生过共析层加共析层深度过小的主要原因与上述过大原因相反。为了防止渗层过小，应当将强渗期的碳势适当调高，或缩短扩散期，而增长强渗期。

8.1.2 渗氮硬化层深度不合格

在生产中，常产生渗氮层深度不足的缺陷。其主要原因如下。

1）渗氮温度偏低，保温时间不够，在生产中，如果因仪表控制不当，未能达到工艺要求的温度，而保温时间却仍按工艺文件执行；或者渗氮温度是正确的，而渗氮时间小于工艺文件规定的时间，都可能造成渗氮层不足。

2）对气体渗氮，氨分解率过低或过高均可引起渗层过浅的缺陷。氨分解直接影响着零件表面吸收氮的速度。分解率过高，炉气中氮和氢所占的体积大，零件表面吸附大量的氢，将妨碍零件表面对氮的吸收，使表面氮浓度降低，因而渗氮层深度减小，如果分解率过低，大量的氨气来不及分解，提供的氮原子太少，也会降低渗氮速度，使渗层深度减小。

3）对离子渗氮，氨流量过小，则在炉中可供渗氮的氮离子过少，则使渗层深度降低。

4）对气体渗氮，装炉不当，零件摆放相互距离太近，影响氨气的正常流动，从而降低了渗氮速度。

5）对离子渗氮，装炉不当，造成温度不均匀，温度偏低处的层深则减少。

6）炉子密封性不好，漏气，也是渗层深度不足的重要原因。

7）新换渗氮罐或渗氮罐使用过久也使渗氮层深度降低。

为了防止渗氮层深不足这一缺陷：①在技术上要合理制定工艺并进行工艺验证；②在生产中，要经常校正仪表，严格控制氨分解率，合理装炉，加强炉子密封性检查和检修；③对于渗氮层不足的零件，可进行补渗处理；④新换的渗氮罐和工卡具要空渗一两次后再使用；⑤渗氮罐使用过久后要“退氮”，或清除罐壁的污物。

8.1.3 渗硼、渗铝硬化层深度不合格

渗硼常见缺陷之一是渗层太薄、厚度不均匀、连续性差，产生的原因主要是渗硼温度低，保温时间短，渗硼剂活性差，渗箱密封不严，渗剂混合不匀等。防止这类缺陷主要措施是选择合理渗硼工艺，提高渗硼剂活性，严格按规程进行操作。

渗铝常见缺陷是渗层厚度不足、渗层过厚、漏渗、渗层损伤、氧化等。渗铝层厚度主要取决渗铝温度、保温时间及工件原材料化学成分等。渗铝厚度不足，主要由于渗铝温度低、保温时间短造成的。

渗铝层厚度不足可以进行补渗，达到要求的厚度。补渗时要注意表面清洁，可适当轻吹砂。

渗铝层厚度过厚主要原因是保温时间长造成的。渗前对待渗件表面污物、油迹或氧化皮清理不干净，可造成漏渗。对于不渗部位采用陶瓷罩或陶瓷料浆遮蔽不好，有渗剂气氛进入也可能造成多渗。对于渗层过厚、漏渗可以用重渗办法补救。重渗前必须把原有渗层全部退除，一般采用化学腐蚀辅以吹砂方法退除，退除干净原渗层后，再按渗铝工艺重渗。

8.1.4 感应加热淬火硬化层深度不合格

感应加热淬火硬化层过浅或过深，原因如下。

1）频率选择不合理，频率过高，加热深度越浅，硬化层过浅；反之硬化层过深。

2）加热单位功率选择不合适，单位功率过高，加热速度快，表面热量向里传递时间少，也会引起加热深度浅，造成硬化层浅；反之硬化层过深。

3）感应器与工件间隙过小，根据感应加热的“集肤效应”原理，感应器与工件间隙越小，涡流越集中于表面，加热层越浅，因此感应器与工件间隙过小，可能造成硬化层过浅，反之硬化层过深。

4）加热时间过短，热量传递时间不足，加热深度下降，可能引起硬化层过浅，反之硬化层过深。

为了防止感应加热淬火时产生硬化层过浅或过深的缺陷现象，应从合理选择频率、单位功率、加热时间及改进感应器设计，调整间隙等四个方面去改进。

感应加热淬火还可能产生硬化层不均匀的缺陷，产生的原因如下。

1）同时加热淬火时，工件位置偏心。

2）感应器喷水孔不均匀。

3）淬火机床不同心。

因此要解决感应加热淬火硬化层不均匀现象应从改善感应器喷水孔分布，使其均匀分布；调整定位装置，防止工件偏心；调整淬火机床上、下顶针，使其对中等三个方面改进。

8.1.5 火焰加热淬火硬化层深度不合格

硬化层深度过浅、过深，或者不均匀也是火焰加热淬火的主要常见缺陷，产生的原因主要如下。

1）烧嘴与工件距离不合理。过远则加热深度较浅，硬化层深度过浅，反之硬化层深度可能过深，并容易产生过热过烧现象，一般距离为6~10mm。

2）烧嘴相对工件移动速度不合适。移动速度过快，加热深度过浅，可能造成硬化层深度不足，反之可能使硬化层过深。一般移动速度为50~300mm/min，对较深硬化层工件，移动速度为80~200mm/min。

3）燃料气量选择不合适。燃料气量过小，加热深度不足，可能造成硬化层浅。

4）淬火介质冷却能力不合适。淬火介质冷却能力不足，也可能造成硬化层浅。

8.2 真空热处理和加热保护热处理缺陷

真空热处理和保护热处理缺陷概括如表2.8-39所示。真空热处理特殊缺陷有表面合金元素贫化、表面不光亮和氧化色、表面增碳或增氮、粘连，保护热处理常见特殊缺陷是增碳或增氮、表面不光亮等。

表2.8-39 真空热处理和保护热处理常见缺陷

热处理种类	常见热处理缺陷
真空热处理	表面合金元素贫化、表面不光亮和氧化色、表面增碳或增氮、粘连、淬火硬度不足、表面晶粒长大
保护热处理	增碳或增氮、氧化、脱碳、氢脆、表面不光亮、表面腐蚀

8.2.1 真空热处理表面合金元素贫化与粘连

纯金属及合金中的各种金属元素在一定温度及真空度下会产生蒸发现象。环境压力越小即真空度越高，金属元素就容易蒸发，温度越高，越容易蒸发。各种金属元素在不同蒸

气压下的平衡温度如表 2.8-40 所示，由此可见，比较容易蒸发的合金元素是 Ag、Al、Mn、Cr、Si、Pb、Zn、Mg、Cu 等。在一定真空度条件下，当加热温度超过平衡温度时，就可能发生蒸发；在某一温度下，当真空度超过该温度对应的平衡真空度时，也可能发生蒸发。当蒸发严重时，使工件表层合金贫化，不但使工件表面粗糙，降低表面光亮度，而且使性能下降。这对于含 Cr 较高、热处理温度也高的高温合金、不锈钢、高速钢、工模具钢等特别重要。图 2.8-100 示出了含 Mo 高速钢真空退火的表层合金元素变化情况。

表 2.8-40　各种金属元素在不同蒸气压下的平衡温度

金属元素	达到下列蒸气压（p/Pa）的平衡温度/℃					熔点/℃
	133×10^{-4}	133×10^{-3}	133×10^{-2}	133×10^{-1}	133	
Cu	1 035	1 141	1 273	1 422	1 628	1 038
Ag	848	936	1 047	1 184	1 353	961
Au	1 190	1 316	1 465	1 646	1 867	1 063
Be	1 029	1 130	1 246	1 395	1 852	1 284
Mg	301	331	343	515	605	651
Ca	463	528	605	700	817	851
Ba	406	546	629	730	858	717
Zn	248	292	323	405		419
Gd	180	220	264	321		321
Hg	-5.5	13	48	82	126	-38.9
Ac	808	889	996	1 123	1 276	660
Li	377	439	514	607	725	179
Na	195	238	291	356	437	98
K	123	161	207	265	338	64
In	746	840	952	1 088	1 260	157
C	2 288	2 471	2 681	2 926	3 214	
	1 116	1 223	1 343	1 485	1 670	1 410
Ti	1 249	1 384	1 546	1 724		1 721
Zr	1 660	1 816	2 001	2 212	2 549	1 830
Sn	922	1 042	1 189	1 373	1 609	232
Pb	548	625	718	832	975	328
V	1 586	1 726	1 888	2 079	2 207	1 697
Nb	2 355	2 539				2 415
Ta	2 599	2 820				2 996
Bi	536	609	693	802	934	271
Cr	992	1 090	1 205	1 342	1 504	1 890
Mo	2 095	2 290	2 533			2 625
W	2 767	3 016	3 309			3 410
Mn	791	873	980	1 103	1 251	1 244
Fe	1 195	1 330	1 447	1 602	1 783	1 535
Ni	1 257	1 371	1 510	1 679	1 884	1 455
Pt	1 744	1 904	2 090	2 313	2 582	1 774

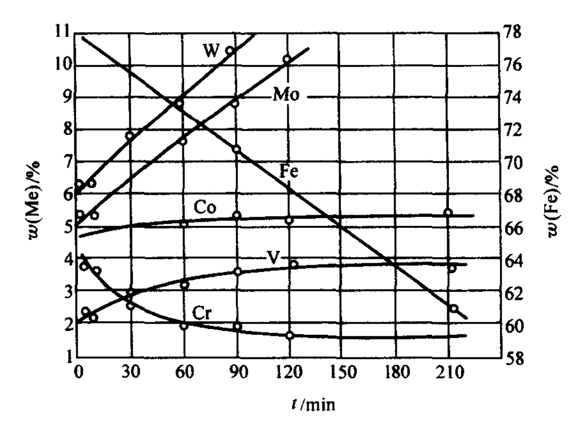


图 2.8-100　含 Mo 高速钢真空退火时表面合金元素变化情况

材料（质量分数）：C1.1%-Cr 4.5%-W 6.75%-Mo 3.75%-V 2.0%-Co 5.0%

加热温度：1 100℃真空度：1.33×10^{-2}Pa

真空热处理加热时，处理的工件、工夹具、绑扎工件的铁丝，甚至真空加热室的结构材料，都可能发生蒸发，蒸发出来的金属元素呈气体形态围绕在固体金属周围。冷却时，它们可能黏附在金属表面，不但污染了金属表面，还可能造成工件之间或工件与料筐、工夹具之间的粘连，也可能使加热元件与炉体短路，引起电器故障。

预防补救措施如下：

1）适当降低加热温度，选择工艺规范下限；

2）适当降低加热时真空度，一般钢和高温合金真空热处理加热时真空度不超过 1×10^{-1} Pa；

3）回充中性或惰性气氛，提高炉内压强；

4）为防止粘连，工件装炉时尽量散放，叠放时，应在接触面上撒些白刚玉粉。

8.2.2　表面不光亮和氧化色

真空热处理和保护气氛热处理都属于光亮热处理，正常情况热处理后工件表面应保持热处理前金属光泽，如处理不当，可能使工件表面不光亮，甚至出现氧化色。

金属如果被氧化，将产生一定厚度的氧化膜和颜色，钢的氧化膜颜色如表 2.8-41 所示。真空热处理时发生氧化的颜色规律相对于空气炉是向高温移动。

表 2.8-41　钢的氧化膜的颜色

加热温度/℃ 空气中	氧化膜的颜色和厚度	
	碳钢（厚度/nm）	Cr13 不锈钢
200	微黄（460）	
240	暗黄	
260	紫（6800）	
290	深蓝	
320	淡蓝（7200）	微黄
350	蓝灰	褐色
400	灰	褐紫
500		红紫
550		紫蓝
600		
750		灰

影响真空热处理时工件表面光亮度的因素很多，概括起

来是工件、工艺、设备三个方面，如表 2.8-42 所示。引起工件表面光亮度变化的机理有两种，第一是真空炉有弱氧化气氛，引起工件表面氧化着色而损坏了光亮度；第二种是真空炉内真空度过高，工件表面发生元素贫化损坏光亮度。

保护气氛热处理时工件表面光亮度不好的主要原因是炉内气氛有弱氧化性，产生氧化引起的。

预防挽救措施如下。

1）防止真空炉或保护气氛炉漏气。真空炉应保持一定压升率，一般应不低于 1.33 Pa/h；保护气氛炉应保持炉内正压。

2）使用符合技术要求的气体。真空热处理中使用的回充或冷却气体的纯度要高，一般应在 99.995% ~ 99.999 5% 以上；保护气氛应具有还原性，并且其碳势应略高于工件材料的碳含量。

表 2.8-42　真空热处理时影响零件光亮度的因素

- 影响因素
  - 零件
    - 材质
      - 含有和氧亲和力强的元素（Al、Ti、Si、Cr、Nb、V）
      - 含有蒸气压高的元素（Mn、Zn、Cu、Cr）
    - 表面状态
      - 表面有氧化物（Al_2O_3、SiO_2、Cr_2O_3、TiO_2）
      - 表面有污物（水、油脂、粉尘、屑末）
    - 形状
      - 质量大的整体件
      - 板材，多孔或管状零件
  - 工艺
    - 工艺
      - 800 ~ 1 200℃的固溶、退火、淬火
      - 400 ~ 700℃回火、时效
    - 辅助工序
      - 零件的前清洗（清洗介质种类、干燥效果）
      - 环境气氛、装炉条件（周围有无盐浴炉、粉尘，能否快速装炉）
  - 设备
    - 真空系统
      - 真空泵能力不足，或劣化
      - 真空阀门、管道泄漏
    - 加热室
      - 加热室使用了吸湿性强的炉材、发热体材料加热室已被污染
    - 冷却系统
      - 冷却介质（油，气）不纯物超标，含有水分
      - 冷速不均匀或冷却能力不足

3）真空热处理要选择合适的真空度，既不能使工件表面氧化，又不要发生表面合金元素贫化。真空炉要配备足够抽空能力的真空系统。

4）可以重复热处理来补救。

8.2.3　表面增碳或增氮

高速钢真空油淬时，显微组织中发现表面有 30 ~ 40 μm 的白层，经分析发现这是表面增碳。高速钢淬火加热温度较高，一般在 1 200℃左右，在高温真空条件下加热，使工件表面活化；在淬火时，真空淬火油在蒸汽膜阶段可能发生热分解，产生活性碳原子，被工件活化的表面所吸收，产生渗碳现象，引起表面增碳，并使工件表面光亮度降低。加热温度越高，表面增碳现象越严重。

高温合金、钛合金真空热处理时，回充或冷却气体不当，如使用氮气，可能产生表面增氮。高温合金、钛合金中含有较多氮化物形成合金元素，在真空热处理时，由于表面活化和氮气离子化，可能产生渗氮现象，引起表面增氮。

保护气氛热处理时，如果炉气碳势过高，可能产生渗碳现象，引起增碳。氮基气氛保护热处理时，当加热温度过高，可能引起氮的离子化，对于含较大氮化物形成元素的材料，也可能因渗氮产生增氮。

预防措施如下。

1）为防止真空热处理时产生表面增碳，可以采取气冷－油冷两阶段冷却法，淬火最初气冷，从淬火温度冷却到不出现蒸汽膜阶段的温度（800 ~ 900℃），然后转为油冷；也可以采取真空加压气淬代替真空油淬。

2）为防止真空热处理时产生表面增氮，对于如高温合金、钛合金等含氮化物形成元素较多的材料，回充或冷却气体不能用氮气，必须使用惰性气体，如氩气。

3）为防止保护气氛时产生表面增碳，必须严格控制炉气碳势，一般炉气碳势等于或略高于工件材料的碳含量。

4）为防止氮基气氛保护热处理产生表面增氮，一般规定热处理温度不超过 1 100℃。

8.3　非铁金属合金热处理缺陷

非铁金属合金使用广泛的有铝、镁、钛、铜合金及镍基和钴基高温合金等。由于材料基体不同，合金化不同，其热处理也各具特色，除一般热处理缺陷之外，还会产生一些特殊的热处理缺陷，这里主要介绍非铁金属合金可能产生的一些特殊热处理缺陷。

8.3.1　铝合金热处理缺陷

铝合金热处理可能产生的特殊热处理缺陷有高温氧化、起泡、包铝板铜扩散、腐蚀或合金耐蚀性能降低，这些缺陷的特征、产生原因及预防挽救措施如表 2.8-43 所示。

表 2.8-43　铝合金热处理特殊缺陷及预防补救措施

缺陷名称	缺陷特征	产生原因	预防及补救措施
高温氧化	制件外表：大量微细起泡，以至裂纹 高倍组织：起泡处有开裂口，向心部延伸部分有加粗晶界，高温氧化所引起的起泡与热挤压轧制时所发现的气泡的形态差别在于后者沿加工方向排列	在含有大量水蒸气和气态硫化物的气氛中进行热处理造成制件高温氧化。水汽在高温下分解成氢气，扩散进入制件表层，而硫化物破坏了金属表面固有的氧化膜，使其失去保护作用，为氢气扩散进入制件表层打开了通道	轻微起泡可用打磨或其他机械加工方法消除 预防措施： 1）加热炉大修或长期停用后，严格按规范进行烘炉，去除炉衬水分 2）制件入炉，消除水分后才可关炉盖（炉门） 3）禁止在含硫保护气氛炉中进行热处理 4）制件入炉前清除残留的工艺润滑剂（含有硫化物） 5）热处理前先进行阳极化处理 6）在热处理炉中添加适量氟酸盐，使制件表面形成一种屏蔽膜，免受高温氧化，加氟酸盐的具体数量通过试验确定。可参用 4 g 氟酸盐/m^3 炉膛容积。这种保护措施的副作用是制件表面发黑和污染，从炉中泄漏出的气体对人体有害 7）采用含硫化物的燃气、燃油炉加热时要避免燃烧产物直接接触制件

续表 2.8-43

缺陷名称	缺陷特征	产生原因	预防及补救措施
制件腐蚀或合金耐蚀性能降低	铝合金一般腐蚀特征	1）在盐槽中加热时，槽液中的氯化物常引起铸件表面，特别是疏松处的腐蚀；制件中细小孔道、凹陷、隔层内残留的硝盐液也可成为腐蚀源 2）某些变形铝合金淬火时延迟时间过长，会造成晶间腐蚀后患，在零件使用过程中暴露出来	1）定期分析槽液成分，超标者禁用；铸件淬火后在热水中彻底清洗 2）严格执行淬火延迟时间规定，否则进行重复热处理 3）排除其他导致淬火冷却速度过慢的因素
起泡	制件表皮圆形或近似圆形的隆起	1）过烧 2）包铝薄板的包铝层和心部金属之间某些部位存在的拥有空气、油污和水汽的空隙，在退火或固溶处理时发展成为泡 3）挤压时挤压筒内壁所粘金属附在型材表面，薄附着层在挤压时即可发现，较厚的附着层在固溶处理时发现起泡	1）无法补救。按热处理炉批报废 2）原材料制造厂提高工艺质量水平，在鉴定起泡不属过烧性质后，根据零件使用条件作出是否报废的结论 3）及时清除挤压筒内壁黏附的金属
包铝板铜扩散	硬铝包铝薄板表面有黄色斑点或条带	心部合金中铜镁元素在热处理过程中向包铝层扩散，达到穿透程度。包铝层厚薄不均或热处理保温时间过长是形成铜扩散的两种基本因素	避免热处理时保温时间过长，限制重复热处理次数。视零件的具体使用情况决定是否报废

8.3.2　镁合金热处理缺陷

镁合金热处理可能产生的特殊缺陷有熔孔、表面氧化、晶粒畸形长大、化学氧化着色不良等，这些缺陷的特征，形成原因及预防措施如表 2.8-44 所示。

表 2.8-44　镁合金热处理特殊缺陷及预防措施

缺陷名称	缺陷特征	形成原因	预防措施
熔孔	共晶熔化，有时伴随有晶界氧化造成的空洞，其微观组织与显微疏松相似（共晶熔化除非极为严重，一般不影响力学性能，而空洞则降低性能）	固溶处理温度超过推荐温度，或加热速度过快 炉温与指示温度不一致或炉内各区温度不均匀	控制固溶温度不超过规定，检查炉温，保证均匀性为 ±5℃ ZM5 和 ZM10 在 260℃时装炉，然后在 2 h 以上逐渐加热至固溶温度，厚大截面可采用两阶段加热制度
表面氧化	铸件表面上有灰黑色粉末，在喷砂处理后铸件表面上残留有小孔；也可有焊口状凹坑和空洞，空洞还可延伸到铸件内部	热处理时未采用保护气氛，或保护气氛不足或炉膛有水汽。情况严重能导致制件局部变弱，甚至在炉内着火燃烧	热处理炉内导入约 φ（CO_2）= 0.5% ~ 1.5%或 φ（SO_2）= 3% ~ 5% 保护炉膛清洁，干燥和密封
晶粒畸形长大	局部出现不规则的大晶粒，四周围绕正常的细晶粒区。在机械加工后的表面上有可见的光亮斑点。粗晶区的抗拉强度至少降低 50%	Mg - Al - Zn 系合金铸件个别部位（有冷铁部位）凝固时急速冷却，在应力梯度和热处理温度下保持的时间太长，致使晶界组成物完全溶解	采用防止晶粒畸形长大的热处理制度 铸造工艺设计时注意选择合适的冷铁
化学氧化着色不良	铸件化学氧化处理时，表面局部呈现不正常的铬酸盐膜颜色——灰斑	Mg - Al - Zn 系合金固溶处理后冷却速度太慢，或合金中含铝量过高 铸件铸造时产生反偏析	提高固溶处理后的冷却速度，如采用鼓风冷却 适当调整铝含量至规定下限 采用防止或减轻反偏析的铸造工艺

8.3.3 钛合金热处理缺陷

钛合金热处理可能产生的特殊缺陷主要有渗氢和表面氧化色，其特征、形成原因及预防补救措施如表 2.8-45 所示。

8.3.4 铜合金热处理缺陷

铜合金热处理的特殊缺陷有黑斑点、黄铜脱锌、纯铜氢脆、铍青铜光亮淬火失色、粘连等，这些缺陷的特征、产生原因及预防补救方法如表 2.8-46 所示。

8.3.5 高温合金热处理缺陷

高温合金热处理可能产生的特殊缺陷主要有晶间氧化、表面成分变化、腐蚀点和腐蚀坑、粗大晶粒或混合晶粒，这些缺陷的特征、形成原因、预防补救措施如表 2.8-47 所示。

表 2.8-45 钛合金热处理特殊缺陷及预防补救措施

缺陷名称	缺陷特征	形成原因	预防及补救措施
渗氢	工件呈脆性，严重者与玻璃一样脆化	炉内环境呈还原性气氛	控制炉内为微氧化气氛 控制炉温尽量低 进行真空除氢处理
氧化色	工件表面呈紫色或灰色	炉内环境呈强氧化气氛	控制炉内为微氧化气氛 控制炉温尽量低 热处理后按规定去除氧化层

表 2.8-46 铜合金热处理特殊缺陷及防止补救方法

缺陷名称	缺陷特征	形成原因	防止及补救措施
黑斑点	表面出现黑色的碳化物斑点	退火前表面清理不净，有残留润滑剂、油脂或其他脏物	热处理前应彻底清洗和干燥
黄铜脱锌	表面出现白灰（ZnO），酸洗后呈麻面	温度过高，产生锌的挥发 不适当的使用高真空炉处理高锌黄铜	降低退火温度，采用保护性气氛，真空处理时用低真空度
纯铜氢脆	拉伸试验时产生脆断，金相检验时可见到晶界裂纹	含氧纯铜在氢气或含有氢气的还原气氛中热处理，氢还原氧化亚铜，产生高压水蒸气造成晶间破裂	含氧铜应在中性或弱氧化性气氛下热处理。不应在氢气或含氢气的还原性介质中处理
铍青铜光亮淬火失色	表面氧化，有斑点，色彩不均，无光	氨含水分高，氨分解不充分或流量过小，淬火转移时间太长	氨气应用干燥剂脱水，氨的分解率不应低于 99%，使用流量计，定量供应，快速淬火
粘连	纯铜片料退火时粘连在一起	清洗不尽、表面有油污、润滑剂，装料不当、压得太紧、温度过高	退火前应彻底清洗、干燥，装料时要松动 控制退火温度

表 2.8-47 高温合金热处理特殊缺陷及预防补救措施

缺陷名称	缺陷特征	形成原因	预防及补救措施
晶间氧化（晶间腐蚀）	金相试样抛光状态在高倍下观察为灰色氧化物，从金属表面向深部弯曲扩展，形状和宽度不规则，末端呈尖锐缺口，晶间氧化在整个金属表面分布极不均匀	1）Cr、Al、Ti、Zr、B 等元素在高温加热时沿晶粒边界的优先氧化，固溶温度愈高、时间愈长，腐蚀深度愈深，Mo 在时效合金中增加晶界腐蚀敏感性 2）许多合金在较低温度下长期使用也有晶间氧化倾向 3）镍基合金在含硫或硫化物气氛中加热时易遭受晶间腐蚀 4）加热气氛在氧化性（过量空气）和还原性（过量 CO 和 H）之间波动将导致严重晶间腐蚀	1）有加工余量的零件可在机加工时予以清除 2）板材零件可在含氢氟酸的溶液中酸洗予以清除 3）不允许有晶间氧化的零件和厚度≤0.3 mm的零件加热到 750℃以上时，应采用保护气氛或真空热处理
表面成分变化（增碳、增氮、脱碳、脱硼等）	材料表面层少数或个别合金元素含量低于或高于其平均含量，金相中观察表层为无第二相析出的亮带或不同于基体的组织	1）在强氧化性气氛中固溶处理将导致金属表面过度氧化和脱碳、脱硼 2）高温合金碳含量均较低，固溶处理气氛中存在增碳碳势时（用催化剂由燃料气和空气反应制成的吸热式气氛，或用电解制备的氢气氛中残余碳氢化合物大于 50×10^{-6}时）将导致增碳 3）固溶处理气氛存在增氮的氮势时（由裂解氨制备的氮和氢的吸热式混合气）将导致增氮 4）含硼合金在氢气中退火或固溶处理时将形成氢化硼而有脱硼的危险	1）在压力低于 0.665 Pa 的真空或露点低于 -50℃的惰性气体中热处理可防止表面成分变化 2）弱还原性气氛可阻止过度氧化和脱碳、脱硼 3）中性或弱氧化性气氛可阻止增碳 4）有些合金可埋在本合金车屑中加热，防止脱碳、脱硼 5）有机加工余量的零件可在机加工时去除表面污染层

续表 2.8-47

缺陷名称	缺陷特征	形成原因	预防及补救措施
腐蚀点和腐蚀坑	零件表面不均匀或局部分布的个别或成片腐蚀点或腐蚀坑，有一定深度，腐蚀严重时连成片成溃疡状，在高倍下观察有的腐蚀点没有沿晶腐蚀，有的相伴有晶间腐蚀	1）含硫的润滑剂或燃料油等污染源，在加热时在金属表面生成 Cr_2S_3，或形成 $Ni-Ni_3S_2$ 低熔点共晶，形成腐蚀点或坑，在真空条件下更易腐蚀 2）镍基合金对含硫气氛很敏感，容易造成腐蚀 3）钢屑、炉渣和炉体剥落物在金属表面形成低熔点成分而促进腐蚀 4）指纹和粉笔灰在加热时能引起金属腐蚀 5）残酸、残碱及其蒸气在金属表面沉积，在热处理时会引起金属腐蚀，腐蚀深度随加热温度提高而增大	1）零件热处理前应将表面一切污染物清洗干净 2）热处理前应将指纹和粉笔字等清洗干净，要求高表面质量的零件操作时应戴清洁的手套 3）炉膛内增设保护罩 4）采用惰性气体保护或真空热处理 5）降低固溶处理温度可减轻腐蚀 6）板材热处理前增加清洗工序可减少残酸残碱腐蚀 7）腐蚀坑深度不超过零件尺寸公差时零件局部抛光后可使用
粗晶或混合晶粒	在金相组织中晶粒过于粗大或者出现晶粒粗细极不均匀的混合晶粒现象	1）合金在小变形量冷作（约1%～6%）或热作加工（约10%变形量）之后进行固溶处理时，由于临界变形而导致晶粒急剧长大或形成混合晶粒 2）冷镦螺栓、冲压或旋压件和单纯弯曲成形零件易在小变形量区域出现粗晶或混合晶粒 3）在第二相完全溶解温度以上进行固溶处理将导致晶粒长大 4）大型锻件由于不均匀变形、组织和能量的不均匀，易在固溶处理时形成严重的混合晶粒	1）改进零件设计和加工工艺，使零件冷作或热作加工时的变形量应大于临界变形量 2）在满足使用要求前提下尽量降低固溶温度，缩短在高温下的保温时间，或在第二相全溶温度以下固溶可限制晶粒长大 3）尽量减少中间退火的次数和缩短保温时间 4）大型锻件在固溶处理前在 γ' 全溶温度以下100～130℃预先退火 4～10 h，可避免混合晶粒的产生

编写：王广生（北京航空材料研究院）

第9章 材料热处理标准

1 概述

标准化工作是综合性的技术基础工作，是加强科学管理、组织生产活动的重要手段，对促进科学技术进步、保证产品质量和安全卫生、提高企业经济效益、发展对外贸易、维护国家和消费者利益、加快社会主义现代化建设步伐具有重要意义。

改革开放以来，由于有了一个正确的指导思想，使标准化工作走上了正常途径。在不断总结自己的经验和吸取其他国家经验基础上，积极稳妥地进行了标准化体制的各项改革。国家标准化法的颁布把标准工作更推向了法制的轨道。等效采用国际标准和国外先进标准的方针，为我国进入WTO、顺利开展国际贸易和我国经济正常融入国际社会打下了基础。

在国家主管部门领导下，通过全国热处理同行的共同努力，热处理标准化工作取得了突出成就。尤其是全国热处理标准化技术委员会成立以来的19年，标准的制修订、宣贯工作都有突破性的进展，在制定的标准体系表基础上，逐年把相应项目列入了国家计划，制定出了一大批等效于国际标准或国外先进标准的通用技术标准和工艺标准（共76项），使我国的热处理标准无论在数量上抑或在质量上都跻身于世界先进行列。

近几年随着强制性标准GB 15735—1995《金属热处理生产过程安全卫生要求》的宣贯，同时开展了对热处理企业采用通用技术标准和工艺标准的达标验收工作。全国热处理标委会组织开展的这项工作对企业的文明安全生产、规范工艺操作、按国际水准实现全面质量管理迈出了一大步。中国热处理行业协会推行的热处理规范企业和质量管理信得过企业评选活动对推动标准的宣贯也起了很大作用。

1.1 关于热处理的国际标准和国外先进标准

等效采用国际标准已成为标准化工作的国策。根据国家技术监督局提供的资料，对于国际标准的定义是：

1）国际标准化组织ISO和国际电工委员会IEC所制定的标准；

2）国际标准化组织发布的其他国际组织（共27个）所制定的标准。

国际标准化组织的历史很悠久，最初是在电工方面开始的，早在1906年创立了国际电工委员会（IEC）。其领域的工作是由国际联合会（ISA）进行的。ISA创立于1926年，工作重点主要是放在机械工程方面。20世纪30年代末期，由于战争的威胁，一些国家退出了该组织，1942年ISA正式停止工作。后来又由18个同盟国的国家组织组成了联合国标准协调委员会（UNSCC），作为战争时期的临时机构接替了ISA的工作。1946年10月联合国标准协调委员会在伦敦开会，考虑成立一个宗旨应该是“促进工业标准的国际协调和统一”的新的国际组织。讨论的结果决定成立ISO，并于1946年10月24日在伦敦召开这个组织的第一届临时代表大会，1947年2月23日正式成立了ISO。

ISO的宗旨是在世界范围内促进标准的发展，目的在于推进国际间的物质交流和互助，并在文化、科学、技术和经济方面发展互助合作。

除了国际电工委员会（IEC）负责进行的电工电子方面的技术标准之外，ISO的工作遍及各个技术领域，是工业和技术合作方面最大的国际组织，我国于1978年重新加入该组织。ISO有164个技术委员会——简称“TC”。与热处理有关的技术标准归于TC17钢中，如钢的晶粒度测定、脱碳层深度测定、渗碳和碳氮共渗后硬化层深度测定、高频感应加热淬火有效硬化层深度测定、薄层硬化层深度测定方法等。

国际电工委员会（IEC）是世界上最早的电工领域的国际标准化机构。IEC的宗旨是促进电气化、电子工程领域的标准化及有关方面问题的国际合作，增进国际间的相互了解。IEC的工作，几乎包括了电工技术各方面，如电力、电子、电信和原子能方面的电工技术等，我国是1957年参加的。

对于国外先进标准的定义是：

1）国际上有权威的区域性组织制定的标准；

2）世界主要经济发达国家制定的国家标准；

3）国际上通行的团体标准。

与热处理有较密切关系的各国标准化组织有：

ASME 美国机械工程师协会；
JIS 日本工业标准；
JHS 日本金属热处理工业会标准；
DIN 德国标准化学会；
VDI 德国工程师协会标准；
TGL 原德意志民主共和国国家标准；
ANSI 美国国家标准；
ASTM 美国材料与试验协会标准；
SAE 美国机动车工程师协会标准；
AMS 美国航空材料标准；
MIL 美国军用标准；
ГОСТ 俄罗斯国家标准；
NF 法国标准；
BS 英国标准；
DD 英国标准协会标准；
SIS 瑞典标准。

目前ISO尚未建立独立的热处理标准技术委员会（TC）。在工业发达国家中，除德国和日本外，其他国家也没有设立热处理专业的标准技术委员会。这是因为：

1）在ISO标准和大多数工业先进国家中，热处理标准都分散在其他专业标准中，如机械产品、钢铁材料（TC 17）、非铁金属材料、加热设备、石油、检验方法、焊接、铸造、粉末冶金（TC 119）等专业标准体系中，而且总数量不多，不足以单独立项；

2）由于热处理和产品质量的密切关系，许多工厂和企业以及商业性团体出于保护竞争能力的考虑，把产品的热处理质量标准订得很严，而且极端保密；

3）机械产品的品种繁多，零件的服役条件不同，其热处理工艺差别很大，性能与质量要求也各异，难于制定统一的质量标准；

4）热处理用的工艺材料多系石油、化工产品，不属于热处理专业范畴，而且其配方和制造工艺大都系KNOW-HOW，其标准也多不公开。

国际标准和国外先进标准中的热处理通用技术标准，按其性质和内容大致可分为以下几类。

1）基础性标准：包括名词术语、标注方式、符号代号。

2）综合性质量检验方法：渗层、淬硬层、晶粒度、显

微组织检验方法。

3）工艺标准：传统工艺的通用标准，主要是规定生产工艺条件。

4）工艺材料标准：性能测定和质量检验方法。

5）工艺装备：对温度均匀性、测定控制精度、炉气制备方式、控制方法和精度等一系列规定。

6）安全操作和防护。

据初步统计，国际和国外先进标准中的热处理专用标准共约60项，和热处理有牵连的非专用标准（相关标准）共约40项。

从国际标准和国外先进标准的发展趋势可看出以下几点。

1）从全面质量管理出发，涌现出一系列热处理工艺标准。热处理工艺标准的出现是近代标准工作的一大特点。它实际上是严格规定生产工艺条件（设备仪表精度、可靠性与维护。温度、炉气、加热与冷却介质的控制等）的技术文件，是实现热处理生产全面质量管理的有力措施。日本是制定和实施工艺标准的先驱者。他们从贯彻这项措施中获得了很大的实惠。

日本在20世纪70年代末花了四年时间制定了退火、正火（JIS B 6911），高频感应加热淬火、回火（JIS B 6912），淬火、回火（JIS B 6913），渗碳淬火（JIS B 6914）和气体渗氮（JIS B 6915）五项工艺标准。他们在热处理专业厂施行鼓励性贯彻。按这些厂能否满足规定要求（技术水平、设备条件、质量管理措施等）决定是否授予“按JIS热处理标准生产”的企业称号。有此称号的企业就被认为是在热处理质量上可以信赖的企业，因而可赢得客户，尤其是大型企业的青睐，得到较多的委托加工任务。获得此称号必须具备的三个条件如下。

① 设备条件　加热炉温度均匀，控温精确，有效区九点测温最大温度差≤15℃，控温精度≤±10℃。淬火油质量好，性能稳定，油温能经常保持在60~90℃。硬度计、温度计等仪器准确可靠，而且有经常的校验制度。

② 技术水平　大学生三年考核一次，工业学校（中学）、中学程度的热处理工人有十年以上工龄者每年参加一次考试。考试合格授予一级或二级技能士头衔和证书。考试时要有国家官员监考。科目有技术科（热处理操作，硬度测定，显微组织鉴别）及学科（基本知识）。工厂的技术水平即根据技能士人数的多少来评定。

③ 管理水平　根据三年中的质量管理的有关技术数据、温度检定、硬度、废品率统计记录，以评定是否具备JIS工厂的管理水平。

2）国际标准化工作的重点在通用性、基础性标准、综合性强、覆盖面宽。

在国际贸易交往中，经常会对产品的热处理质量发生争执。在对这些争执进行仲裁时，如果没有统一的标准，其结果就很难取得有关各方的认可。因此，制定ISO通用标准的主要出发点就是协调和统一各国的热处理质量检验方法。这些标准虽然在要求和指标上不是很高，但在方法上都要严格、准确、可靠，因而能赢得许多国家、团体的赞同和采用。

3）一些检验标准由检验控制金相组织转向检验控制性能。过去，渗层深度的测量都用金相组织法测出全渗层和半过渡层。这些方法大都要在钢材的退火态进行。而对不同的钢材，即使在退火态测出了相同的渗层深度，而在淬火后，由于淬硬性的差别，渗层也会发生明显差异。此外，用金相法测出的渗层与根据零件服役条件要求的强化层深度也缺乏直接对应关系。因此，目前无论是国际标准抑或是国外先进标准，都改为用硬度分布曲线确定有效硬化层的方法。如ISO－TC17/2639—1973中规定了以550HV为硬化层深度的界限。ISO在表面淬火件的硬化层深度测定标准中也用硬度法代替了金相法。表面淬硬层的有效深度规定测量到要求表面硬度的下限值乘以0.8的硬度。这样就提高了标准的适应性和通用性。

4）和其他专业的标准比较，热处理标准数量虽然相对较少，但发展很快。新标准不断涌现，老标准修订频繁。

5）从热处理技术进步和提高热处理质量的要求出发，对工艺装备和工艺材料提出了更为严格的要求。

美国军用标准（MIL）是很具有参考价值的标准系列，是美国国防部的一种系统性、完整性和严密性很强的标准体系，在国防部所辖机构内执行。其中许多内容属热处理工艺范畴。

在MIL标准中，基本上引用了美国材料及试验协会（ASTM）的标准，而在热处理工艺、设备和某些工艺材料上，则另制定标准，其中包括钢和铜、铝、钛非铁金属件的热处理和化学热处理标准。例如：钢的渗碳及碳氮共渗，热处理盐浴用盐等技术标准。这些标准对制订定货合同及控制热处理过程和验收都起到重要作用。

MIL中热处理标准的特点是着重加热炉的有效加热区，而且炉温的均匀性指标很高，标准中附有各种钢材的热处理工艺规范和工艺参数，极为详细。特别是对沉淀硬化钢的处理，有很多条解释。

MIL中热处理标准的另一特点是着重性能上的要求，而对金相组织则不提出要求，这对保证零件在各种工况下的服役性能是十分有利的。

1.2　关于全国热处理标准化技术委员会

为了使标准工作实行跨部门、跨地区的行业管理，以动员更广泛的力量尽快实现我国标准化工作的现代化，1985年国家标准局决定建立各行业的全国性标准化技术委员会。(称简标委)。为此于1985年9月在北京成立了热处理标委会筹备组，并召开了第一次会议。筹备组由机械、航空、航天、兵器、船舶、冶金、汽车、铁道、电子等部门和公司的代表共11人组成。筹备组第一次会议讨论和修改了标委会章程草案等文件，决定了筹备事项。1986年3月由国家标准局主持，在成都召开了热处理全国标准化技术委员会成立大会和标委会第一次工作会议。

全国热处理标准化技术委员会的性质是：在国家标准局领导下进行全国性标准化工作的技术工作组织。标委会的主要任务有：向标准局和主管部门提出本专业标准化工作的方针政策性建议；制定本专业标准体系表；提出长远规划和年度计划；组织本专业标准项目的制修订工作；审查本专业国标和行标草案，并在技术上负责；负责本专业标准的宣贯、解释、咨询，提出成果项目奖励的建议等。

本届标委会（第四届）由跨部门、跨行业的50余位委员组成，秘书处挂靠在原机械工业部北京机电研究所。全国热处理标委会按国家技术监督局统一代号为TC75。

标委会成立18年来，建立、修订和完善了符合国情的、较完整的热处理标准体系，制定和修订了包括技术基础、工艺方法、工艺材料、质量检验、安全卫生、环保等方面的70余项热处理标准。

2　热处理标准体系表

热处理标准体系，就是按照系统工程的原理，研究热处理标准之间的从属、协调等内在联系，促进其标准组成达到科学合理，完整有序。热处理标准体系表为编制标准的制、修订计划提供依据，是一种包括现有、应有和预计发展的标准的全面蓝图。

2.1　制、修订概况

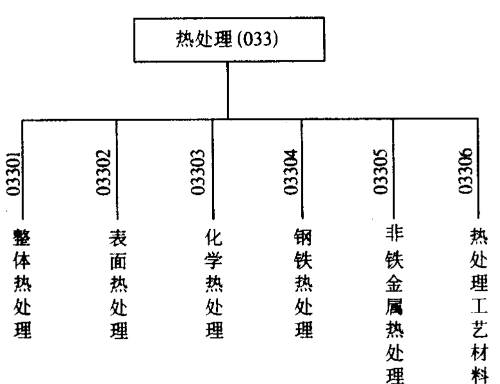
1983 年机械工业标准工作会议通过了北京机电研究所提出的我国第一个热处理标准体系表。它包括热处理基础标准、热处理工艺标准、热处理工艺材料标准和热处理设备标准等四个部分共 94 项国标和部标。

1986 年成立了全国热处理标准化技术委员会（以下简称热标委会）。热标委根据国务院和原国家标准局关于标准体制改革的一系列指示，以 1983 年通过的热处理体系表为基础，结合国内外标准情况和“六五”期间标准制、修订的工作经验，组织力量对原体系表进行了修订和补充，使体系表的内容由原机械工业部系统扩大到全国大机械行业的热处理范围。在 1986 年的热标委第一届第二次会议上，通过了包括热处理工艺作业、工艺材料、质量检测方法、车间技术安全及管理、辅助设备标准和基础标准等六个部分，共 88 项国标和行标以及 32 项相关标准的热处理标准体系表。1987 年 9 月在热标委第一届第三次会议上，对体系表的具体项目作了调整。但总体结构未变动。

1990 年，我国公布了《标准化法》。为利于《标准化法》的实施，国家技术监督局组织各行业对现行标准进行了一次全国性的统一清理整顿工作，并在清理整顿现行标准的基础上，理顺和完善本专业的标准体系，制订一个层次分明、结构合理、专业配套、种类协调、技术先进、具有本专业特点的完整的标准体系表。要求在此主导思想的指引下，保证标准的技术水平和质量。为有利于新技术、新工艺的推广应用，要使体系表能反映出热处理专业新技术的发展方向，反映出“八五”期间的具体目标和能起到指导今后编制“九五”规划的作用，根据上述精神，在原机械电子工业部的组织领导下，各专业都集中力量对标准体系表又一次地进行了修订。

2.2　体系表结构及内容

新修订的热处理标准体系表分为两个层次。其结构框图如下：



列入第一层次的标准包括基础标准（术语、分类及代号）、技术文件、热处理工艺计算机辅助设计、热处理质量控制要求、通用质量检验方法、安全、环保及辅助设备等标准计 28 项（其中国标 15 项）。第二层次分为 6 个小类。

1）整体热处理　包括正火、退火、淬火、回火、真空热处理、盐浴热处理、冷处理等 9 项标准。

2）表面热处理　包括感应加热淬火、火焰淬火、激光热处理及表面热处理的金相、淬硬层检验方法等 9 项标准。

3）化学热处理　包括渗碳、渗氮、碳氮共渗、渗金属、多元共渗等化学热处理方法以及渗层的金相、渗层深度的检验方法等 16 项标准。

4）钢铁热处理　包括不锈钢和耐热钢热处理、高速钢热处理、高温合金热处理、球墨铸铁热处理及冷冲模具、工具钢的金相检验等标准。

5）非铁金属热处理　包括铝合金、铜合金、钛合金、功能合金热处理等 7 项标准。

6）热处理工艺材料　包括热处理用盐、保护气、淬火剂、化学热处理渗剂、热处理用辅助材料及淬火介质性能测定方法等 16 项标准。

以上六个小类共 94 项标准，其中国家标准 49 项，行业标准 45 项，国家标准占 52.1%。

2.3　体系表的特点

这次体系表的修订不同于以往各次，以往是各个专业根据各自的需要进行修订，而这次是为贯彻标准化法，在国家技术监督局的指导下，通过对现行标准进行清理整顿后，由原机械电子工业部统一领导下进行的，概括起来有如下特点。

1）体系表的结构层次符合国家技术监督局的有关要求，与原机电部的整个标准体系表结构相吻合。热处理标准属于基础通用标准中的通用工艺标准部分（与铸造、锻造、焊接等通用工艺标准并列），成为机电部标准体系表的一个组成单元，而且与性质相近专业的标准体系表结构一致。

2）这次修订对每个层次标准的性质级别都有统一的要求，即第一层次为基础标准，基本上是国家标准，第二层次国家标准与行业标准并存，第三层次为行业标准。但热处理标准体系表未设第三层次。

检验方法标准过去是一个单独的部分。这次根据原机电部的精神，检验方法标准按检验对象归入相应的工艺或工艺材料小类，而通用的检验方法标准则列入基础标准小类。按照原机电部规定的各专业用的设备标准原则上都归入各个专业司（局）的产品标准体系的原则，热处理设备则收入到工业电热设备标准体系中。

3）体现了对现行标准清理整顿的成果。根据多年来热处理标准实施的情况，有相当部分行业标准（或专业标准）起到了促进产品质量提高和生产技术发展的作用，而且覆盖面广。这部分行标（或专标）在清理整顿中提升为国标。另外，合并了部分内容、属性相近的标准，避免了标准内容不必要的重复。因而体系表的层次与项目的安排做到尽量合理。

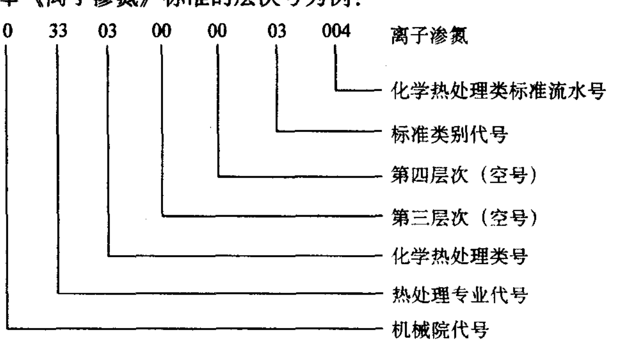
4）随着科学技术的发展，对体系表的内容进行了更新和充实，使之包括了应有、现有和预期发展的标准的全面蓝图。高密度能加热（激光热处理）、热处理工艺计算机辅助设计、节能技术和钢的热处理工艺性能评定等标准，反映了热处理专业新技术的发展方向，体现了 20 世纪 90 年代末本专业标准化工作的水平。

5）严格执行关于划分强制性标准与推荐性标准的原则，对标准的性质作了明确的划分。标准化法第 7 条规定：“国家标准、行业标准分为强制性标准和推荐性标准。保障人体健康，人身、财产安全的标准和法律、行政法规规定强制执行的标准是强制性，其他标准是推荐性标准”。实行强制性标准与推荐性标准相结合的体制，是我国标准化管理方面的重大改革。国家将依法采取优惠政策，鼓励企业自愿采用推荐性标准。同时企业为适应商品经济的发展，面对市场竞争，也会自觉采用推荐性标准，以提高产品质量，生产出达到标准水平的产品。

6）严格执行积极采用国际标准的方针。主要是等效或参照国际标准和先进工业国家或团体的标准，使现行标准水平高于或相当于国际标准。

今后热标委将根据体系表编制标准制、修订计划，并根据标准的实施情况不断地完善这一标准体系。

7）为便于计算机管理，建立标准数据库，这次标准体系表设有“层次号”一栏。按原机械电子工业部规定，层次号是根据编制体系表层次和列项等确定原则，由14位阿拉伯数字组成。第一位为行业司（院）代号：机械科学研究院是“0”，热处理标准为基础标准中的通用工艺标准部分，属机械院系统，故第一位数字为“0”。第二、三位为大类产品代号，对机械院系统而言，则是基础通用标准的分类号，热处理列为“33”。第四、五位为小类产品代号。第六、七位为组类产品代号。第八、九位为系列产品代号。这六位数字由各专业根据各自的体系表层次编号。热处理体系表为二个层次。热处理基础标准在第一层次，第四、五位为“00”，第二层次分为六个小类，其第四、五位数字依次为“01”、“02”、“03”、“04”、“05”和“06”。热处理体系表未设第三、四层次，或第六、七位和第八、九位数字均为“00”。第十、十一位为标准的类别代号。机电部统一规定为：基础01、产品02、方法03、安全04、卫生05、环保06、管理07、其它08。热处理标准层次号中的第十、十一位数字就是根据标准的类别分别采用01～08代号。第十二至十四为标准流水号。第二层次中的六个部分的标准分别单独编流水号。现举《离子渗氮》标准的层次号为例：



2.4　热处理专业标准体系明细表（见表2.9-1）

表2.9-1　热处理专业标准体系明细表

序号	层次号	项目名称	标准级别	标准个数	标准性质	标准类别	采用国际标准和国外先进标准号	技术归口单位	现行标准号	制订年限	修订年限	备注
1	03300000001001	金属热处理术语	GB	3	T	01		全国热标委会			1994	
	-1	工艺术语					参照 DIN 17014—1975		GB 7232—1987			
	-2	设备术语					参照 BS 4642（1970）		GB/T 13324—1991			
	-3	工艺材料术语							GB 8121—1987			
2	03300000001002	金属热处理工艺分类及代号	GB	1	T	01	参照 DIN 8580	全国热标委会	GB/T 12603—1990			
3	03300000001003	可控气氛分类及代号	GB	1	T	01		全国热标委会	ZB J36 013—1989			
4	03300000001004	热处理技术条件在图样上的标注方法	GB	1	T	01	参照 DIN 6773—1976	全国热标委会		1994		
5	03300000001005	热处理工艺计算机辅助设计	GB	1	T	01		全国热标委会			1995后	
6	03300000001006	热处理质量控制要求	GB	1	T	01		全国热标委会			1995	
7	03300000003007	中碳钢与中碳合金结构钢马氏体检验及评级	GB	1	T	03		全国热标委会	ZB J36 016—1990			
8	03300000003008	低碳钢中与中碳钢球化体检验及评级	JB	1	T	03		全国热标委会	JB/T 5074—1991			
9	03300000003009	定量金相测定方法	GB	1	T	03		全国热标委会	GB 待批	1992		
10	03300000003010	热处理零件硬度检验通则	GB	1	T	03		全国热标委会	JB/T 6050—1992			
11	03300000003011	热处理零件硬度锉刀检验方法	GB	1	T	03		全国热标委会	GB/T 13321—1991			
12	03300000003012	热处理炉有效加热区测定	GB	2	T	03	参照 JHSC—1—1974				1995后	
	-1	测定方法							GB 9452—1988			
	-2	测定程序							JB/T 6049—1992			

续表 2.9-1

序号	层次号	项目名称	标准级别	标准个数	标准性质	标准类别	采用国际标准和国外先进标准号	技术归口单位	现行标准号	制订年限	修订年限	备注
13	03300000003013	钢的淬透性级别及评定	GB	1	T	03				1995		
14	03300000003014	钢的晶粒长大倾向性级别及评定	GB	1	T	03		全国热标委会		1995		
15	03300000003015	钢的脱碳敏感性级别及评定	GB	1	T	03		全国热标委会		1995		
16	03300000003016	钢的淬裂倾向性级别及评定	GB	1	T	03		全国热标委会		1995		
17	03300000003017	钢的热处理畸变倾向性级别及评定	GB	1	T	03		全国热标委会		1995		
18	03300000004018	金属热处理安全技术一般规定	JB	1	T	04		全国热标委会	JB 4406—1987	1992		已批准升为国标
19	03300000004019	感应加热安全技术一般规定	GB	1	T	04		全国热标委会		1995后		
20	03300000006020	热处理车间空气中有害物质的限值	GB	1	T	06		全国热标委会	JB/T 5073—1991			
21	03300000006021	热处理盐浴有害固体废物污染管理一般规定	JB	1	T	06		全国热标委会	ZB Z71 001—1990			
22	03300000006022	热处理盐浴有害固体废物无害化处理方法	JB	1	T	06		全国热标委会	JB/T 6047—1992			
23	03300000002023	热处理炉工艺能耗测定	JB	1	T	02		全国热标委会		1994		
24	03300000002024	热处理燃料炉技术条件	JB	1	T	02		全国热标委会		1995后		
25	03300000002025	流态炉技术条件	JB	1	T	02		全国热标委会		1995后		
26	03300000002026	热处理用清洗机技术条件	JB	1	T	02		全国热标委会		1995后		
27	03300000002027	热处理用保护气发生器技术条件	JB	1	T	02		全国热标委会		1995后		
28	03300000002028	淬火冷却装置技术条件	JB	1	T	02		全国热标委会		1995后		
29	03301000003001	正火与退火	GB	1	T	03	参照 JIS 6911—1971	全国热标委会	JB 3814—1985		1994	
30	03301000003002	淬火与回火	GB	1	T	03	参照 JIS B 6911—1971	全国热标委会	JB 3877—1985		1994	
31	03301000003003	锻造余热淬火回火	JB	1	T	03		全国热标委会	JB 4202—1986		1995	
32	03301000003004	吸热式气氛热处理	GB	1	T	03	参照 MIL-STD1878—1983	全国热标委会	ZB J36 012—1989			
33	03301000003005	真空热处理	GB	1	T	03		全国热标委会	ZB J36 015—1990			
34	03301000003006	盐浴热处理	GB	1	T	03		全国热标委会	JB/T 6048—1992			

续表 2.9-1

序号	层次号	项目名称	标准级别	标准个数	标准性质	标准类别	采用国际标准和国外先进标准号	技术归口单位	现行标准号	制订年限	修订年限	备注
35	03301000003007	燃料炉热处理	JB	1	T	03		全国热标委会		1995后		
36	03301000003008	流态炉热处理	JB	1	T	03		全国热标委会		1995后		
37	03301000003009	冷处理	JB	1	T	03		全国热标委会		1994		
38	03302000003001	感应加热淬火回火	GB	1	T	03	参照 JIS B 6912—1984	全国热标委会	ZB J36 005—1988			
39	03302000003002	火焰淬火回火	JB	1	T	03	参照 MIL-S-12515C—1983	全国热标委会	ZB J36 004—1988			
40	03302000003003	激光热处理	JB	1	T	03		全国热标委会		1994		
41	03302000003004	热处理后表面喷丸强化	JB	1	T	03	参照 MIL-S-13195B—1966	全国热标委会		1994		
42	03302000003005	钢件感应加热淬火金相检验及评级	GB	1	T	03		全国热标委会	ZB J36 009—1988			
43	03302000003006	珠光体球墨铸铁件感应加热淬火金相检验及评级	JB	1	T	03		全国热标委会	ZB J36 010—1988			
44	03302000003007	感应加热淬火或火焰淬火有效硬化层深度测定	GB	1	T	03	等效 ISO 3754—1976	全国热标委会	GB 5617—1985			
45	03302000003008	铸铁件接触电阻淬火质量检验及评级	JB	1	T	03		全国热标委会	JB/T 6954—1993	1991		
46	03302000002009	感应加热工艺装备技术条件	JB	1	T	02		全国热标委会		1995		
47	03303000003001	渗碳与碳氮共渗	GB	1	T	03	参照 JIS B 6914—1983	全国热标委会	JB 3999—1985		1994	
48	03303000003002	气体渗氮	GB	1	T	03	参照 JIS B 6915—1977	全国热标委会	ZB J36 006—1988			
49	03303000003003	氮碳共渗	GB	1	T	03		全国热标委会	JB 4155—1985		1994	
50	03303000003004	离子渗氮	JB	1	T	03		全国热标委会	JB/T 6956—1993		1991	
51	03303000003005	盐浴硫氮碳共渗	JB	1	T	03		全国热标委会	ZB/T J36 018—1990			
52	03303000003006	深层渗碳	JB	1	T	03		全国热标委会		1993		
53	03303000003007	渗硼	JB	1	T	03		全国热标委会	JB/Z 235—1985 JB 4215—1986		1994	两标准合并
54	03303000003008	硼砂熔盐渗金属	JB	1	T	03		全国热标委会	JB/Z 235—1985 JB 4218—1986	1992		两标准合并
55	03303000003009	粉末渗金属	JB	1	T	03		全国热标委会		1993		
56	03303000003010	钢件的渗碳层金相检验及评级	GB	1	T	03		全国热标委会		1995		
57	03303000003011	钢件的薄层渗碳碳氮共渗金相检验及评级	GB	1	T	03		全国热标委会		1991		

续表 2.9-1

序号	层次号	项目名称	标准级别	标准个数	标准性质	标准类别	采用国际标准和国外先进标准号	技术归口单位	现行标准号	制订年限	修订年限	备注
58	03303000003012	钢件渗金属层金相检验及评级	JB	1	T	03		全国热标委会	JB/T 5069—1991			
59	03303000003013	钢件渗硼层金相检验及评级	JB	1	T	03		全国热标委会		1993		
60	03303000003014	钢件渗碳淬火有效硬化层深度测定	GB	1	T	03	等效 ISO 2639—1982	全国热标委会	GB/T 9450—1988			
61	03303000003015	钢件薄表面总硬化层深度或有效硬化层深度的测定	GB	1	T	03	等效 ISO 4970—1979	全国热标委会	GB/T 9451—1988			
62	03303000003016	钢件渗氮层深度测定和金相检验	GB	1	T	03	参照 DIN 50190—1979	全国热标委会	GB/T 11354—1989			
63	03304000003001	不锈钢和耐热钢件热处理	GB	1	T	03	参照 MIL－H－6875F	全国热标委会	ZB/TJ36 017—1990			
64	03304000003002	高速钢件热处理	GB	1	T	03		全国热标委会		1995		
65	03304000003003	高温合金件热处理	JB	1	T	03		全国热标委会		1993		
66	03304000003004	球墨铸铁件热处理	JB	1	T	03		全国热标委会	JB/T 6051—1992			
67	03304000003005	可锻铸铁件热处理	JB	1	T	03	参照 JIS G 9072—1976	全国热标委会		1992		
68	03304000003006	灰铸铁件热处理	JB	1	T	03		全国热标委会		1993		
69	03304000003007	高锰铸钢件热处理	JB	1	T	03		全国热标委会		1995后		
70	03304000003008	冷冲模具热处理金相检验及评级	JB	1	T	03		全国热标委会		1994		
71	03304000003009	工具钢件热处理金相检验及评级	GB	1	T	03			ZB J36 003—1987			
72	03305000003001	铝合金热处理	GB	1	T	03	参照 MIL－H－6088F—1981	全国热标委会		1995后		
73	03305000003002	镁合金热处理	GB	1	T	03		全国热标委会		1995后		
74	03305000003003	钛合金热处理	GB	1	T	03	参照 MIL－H－81200A—1968	全国热标委会		1995后		
75	03305000003004	铜合金热处理	GB	1	T	03		全国热标委会		1995后		
76	03305000003005	铍青铜热处理	JB	1	T	03		全国热标委会		1995后		
77	03305000003006	膨胀合金热处理	JB	1	T	03		全国热标委会		1995后		
78	03305000003007	功能合金热处理	JB	4	T	03		全国热标委会		1995后		

续表 2.9-1

序号	层次号	项目名称	标准级别	标准个数	标准性质	标准类别	采用国际标准和国外先进标准号	技术归口单位	现行标准号	制订年限	修订年限	备注
	-1 -2 -3 -4	软磁合金热处理 硬磁合金热处理 弹性合金热处理 记忆合金热处理						全国热标委会		1995后		
79	03306000001001	热处理工艺材料分类及代号	GB	1	T	01		全国热标委会		1995		
80	03306000002002	热处理用盐	GB	1	T	02		全国热标委会	ZB J36 007—1988			
81	03306000002003	高、中温热处理盐浴校正剂	GB	1	T	02		全国热标委会	JB 4390—1987			
82	03306000002004	热处理用保护气	GB	1	T	02		全国热标委会		1992		
83	03306000002005	聚乙烯醇合成淬火剂	JB	1	T	02		全国热标委会	JB 4393—1987			
84	03306000002006	热处理常用淬火介质技术条件	JB	1	T	02		全国热标委会		1991		
85	03306000002007	热处理用油	GB	1	T	02	参照 JIS K 2242—1980	全国热标委会		1995后		
86	03306000002008	化学热处理渗剂的一般技术条件	GB	1	T	02		全国热标委会	ZB J36 014—1989			
87	03306000002009	固体渗碳剂	JB	1	T	02	参照 ГОСТ 2407—1983	全国热标委会	ZB J36 008—1988			
88	03306000002010	气体渗碳滴注渗剂	JB	1	T	02		全国热标委会		1995后		
89	03306000002011	渗硼剂	JB	1	T	02		全国热标委会		1993		
90	03306000002012	防渗涂料	JB	1	T	02	参照 ISO 1456	全国热标委会	ZB G15 108—1989			
91	03306000002013	热处理保护涂料	JB	1	T	02		全国热标委会	JB/T 5072—1991			
92	03306000002014	热处理清洗剂	JB	1	T	02		全国热标委会		1995后		
93	03306000003015	淬火介质冷却性能测定方法	JB	1	T	03	参照 JIS K 2242—1980	全国热标委会	GB 9449—1988			
94	03306000003016	有机物水溶性淬火介质性能测定方法	JB	1	T	03		全国热标委会	JB 4392—1987			

注：已制订《热处理生产过程安全卫生导则》（强制性国标），待批准后将代替序号 18。

3 材料热处理标准

全国热处理标准化技术委员会提出、归口、审定，由国家技术监督局（现称国家技术监督与检验检疫总局）或前机械工业部（局）批准发布的热处理国标和行标，以及其他标委会提出和归口的相关标准列于表 2.9-2 中。按表中所列顺序和页码可查询后列的标准文本。

表 2.9-2 热处理行业现行标准

顺序	级别	类别	标准号	标准名称	发布时间	提出和归口	批准
1	国标	推荐	GB/T 7232	金属热处理工艺术语	1999	全国热标委会	国家技术监督局
2	国标	推荐	GB/T 8121	热处理工艺材料名词术语	2002	全国热标委会	国家技术监督局
3	国标	推荐	GB/T 12603	金属热处理工艺分类及代号	1990	全国热标委会	国家技术监督局

续表 2.9-2

顺序	级别	类别	标准号	标准名称	发布时间	提出和归口	批准
4	国标	推荐	GB/T 13324	热处理设备术语	1991	全国热标委会	国家技术监督局
5	行标	推荐	JB/T 8555	热处理技术要求在零件图样上的表示方法	1997	全国热标委会	原机械工业部
6	行标	推荐	JB/T 9208	可控气氛分类及代号	1999	全国热标委会	原机械工业部
7	国标	推荐	GB/T 16923	钢件的正火与退火	1997	全国热标委会	国家技术监督局
8	国标	推荐	GB/T 16924	钢件的淬火与回火	1997	全国热标委会	国家技术监督局
9	国标	推荐	GB/T 18177	钢件的气体渗氮	2000	全国热标委会	国家技术监督局
10	国标	推荐	GB/T 18683	钢铁件的激光表面淬火	2002	全国覆盖层标委会	国家技术监督局
11	行标	推荐	JB/T 3999	钢件的渗碳与碳氮共渗淬火回火	1999	全国热标委会	原机械工业部
12	行标	推荐	JB/T 4155	气体氮碳共渗	1999	全国热标委会	原机械工业部
13	行标	推荐	JB/T 4202	钢的锻造余热淬火回火处理	1999	全国热标委会	原机械工业部
14	行标	推荐	JB/T 4215	渗硼	1996	全国热标委会	原机械工业部
15	行标	推荐	JB/T 4218	硼砂熔盐渗金属	1994	全国热标委会	原机械工业部
16	行标	推荐	JB/T 6048	金属制件在盐浴中的加热和冷却	2004	全国热标委会	原机械工业部
17	行标	推荐	JB/T 6956	离子渗氮	1993	全国热标委会	原机械工业部
18	行标	推荐	JB/T 7500	低温化学热处理工艺方法选择通则	1994	全国热标委会	原机械工业部
19	行标	推荐	JB/T 7529	可锻铸铁热处理	1994	全国热标委会	原机械工业部
20	行标	推荐	JB/T 7711	灰铸铁件热处理	1995	全国热标委会	原机械工业部
21	行标	推荐	JB/T 7712	高温合金热处理	1995	全国热标委会	原机械工业部
22	行标	推荐	JB/T 8418	粉末渗金属	1996	全国热标委会	原机械工业部
23	行标	推荐	JB/T 8929	深层渗碳	1999	全国热标委会	原机械工业部
24	行标	推荐	JB/T 9197	不锈钢和耐热钢热处理	1999	全国热标委会	原机械工业部
25	行标	推荐	JB/T 9198	盐浴硫氮碳共渗	1999	全国热标委会	原机械工业部
26	行标	推荐	JB/T 9200	钢铁件的火焰淬火回火处理	1999	全国热标委会	原机械工业部
27	行标	推荐	JB/T 9201	钢铁件的感应加热淬火回火处理	1999	全国热标委会	原机械工业部
28	行标	推荐	JB/T 9207	钢件在吸热式气氛中的热处理	1999	全国热标委会	原机械工业部
29	行标	推荐	JB/T 9210	真空热处理	1999	全国热标委会	原机械工业部
30	国标	推荐	GB/T 224	钢的脱碳层深度测定法	1987	全国冶金标委会	原国家标准局
31	国标	推荐	GB/T 225	钢的淬透性末端淬火试验方法	1988	全国冶金标委会	原国家标准局
32	国标	推荐	GB/T 226	钢的低倍组织及缺陷酸蚀检验法	1991	全国冶金标委会	国家技术监督局
33	国标	推荐	GB/T 227	工具钢淬透性试验方法	1991	全国冶金标委会	国家技术监督局
34	国标	推荐	GB/T 1979	结构钢低倍组织缺陷评级图	2001	全国冶金标委会	国家技术监督局
35	国标	推荐	GB/T 4335	低碳钢冷轧薄板铁素体晶粒度测定法	1984	原冶金工业部	原国家标准局
36	国标	推荐	GB/T 4462	高速工具钢大块碳化物评级图	1984	原冶金工业部	原国家标准局

续表 2.9-2

顺序	级别	类别	标准号	标准名称	发布时间	提出和归口	批　准
37	国标	推荐	GB/T 5617	钢的感应加热淬火或火焰淬火后有效硬化层深度的测定	1985	原机械工业部	原国家标准局
38	国标	推荐	GB/T 6401	铁素体奥氏体型双相不锈钢中σ相面积含量金相测定法	1986	原冶金工业部	原国家标准局
39	国标	推荐	GB/T 9450	钢件渗碳淬火有效硬化层深度的测定和校核	1988	全国热标委会	原国家标准局
40	国标	推荐	GB/T 9451	钢件薄表面总硬化层深度或有效硬化层深度的测定	1988	全国热标委会	原国家标准局
41	国标	推荐	GB/T 9452	热处理炉有效加热区测定方法	2003	全国热标委会	原国家标准局
42	国标	推荐	GB/T 11354	钢铁零件渗氮层深度测定和金相组织检验	1989	全国冶金标委会	原国家标准局
43	国标	推荐	GB/T 13298	金属显微组织检验方法	1991	全国冶金标委会	国家技术监督局
44	国标	推荐	GB/T 13299	钢的显微组织评定方法	1991	全国冶金标委会	国家技术监督局
45	国标	推荐	GB/T 13302	钢中石墨碳显微评定方法	1991	全国冶金标委会	国家技术监督局
46	国标	推荐	GB/T 13305	奥氏体不锈钢中α相面积含量金相测定法	1991	全国冶金标委会	国家技术监督局
47	国标	推荐	GB/T 13321	钢铁硬度　锉刀检验方法	1991	全国热标委会	国家技术监督局
48	国标	推荐	GB/T 14979	钢的共晶碳化物不均匀度评定法	1994	全国冶金标委会	国家技术监督局
49	国标	推荐	GB/T 15749	定量金相手工测定方法	1995	全国热标委会	国家技术监督局
50	行标	推荐	JB/T 5069	钢铁零件渗金属层金相检验方法	1991	全国热标委会	原机械工业部
51	行标	推荐	JB/T 5074	低、中碳钢球化体评级	1991	全国热标委会	原机械工业部
52	行标	推荐	JB/T 6049	热处理炉有效加热区测定	1992	全国热标委会	原机械工业部
53	行标	推荐	JB/T 6050	钢铁热处理零件硬度检测通则	1992	全国热标委会	原机械工业部
54	行标	推荐	JB/T 6051	球墨铸铁热处理工艺及质量检验	1992	全国热标委会	原机械工业部
55	行标	推荐	JB/T 6141.1	重载齿轮　渗碳层球化处理后金相检验	1992	全国齿轮标委会	原机械工业部
56	行标	推荐	JB/T 6141.2	重载齿轮　渗碳质量检验	1992	全国齿轮标委会	原机械工业部
57	行标	推荐	JB/T 6141.3	重载齿轮　渗碳金相检验	1992	全国齿轮标委会	原机械工业部
58	行标	推荐	JB/T 6141.4	重载齿轮　渗碳表面碳含量金相判别法	1992	全国齿轮标委会	原机械工业部
59	行标	推荐	JB/T 6954	灰铸铁接触电阻加热淬火质量检验和评级	1993	全国热标委会	原机械工业部

续表 2.9-2

顺序	级别	类别	标 准 号	标准名称	发布时间	提出和归口	批　准
60	行标	推荐	JB/T 7709	渗硼层显微组织、硬度及层深检测方法	1995	全国热标委会	原机械工业部
61	行标	推荐	JB/T 7710	薄层碳氮共渗或薄层渗碳钢件显微组织检验	1995	全国热标委会	原机械工业部
62	行标	推荐	JB/T 7713	高碳高合金钢制冷作模具显微组织检验	1995	全国热标委会	原机械工业部
63	行标	推荐	JB/T 8420	热作模具钢显微组织评级	1996	全国热标委会	原机械工业部
64	行标	推荐	JB/T 8881	滚动轴承零件渗碳热处理技术条件	2001	全国滚动轴承标委会	原机械工业部
65	行标	推荐	JB/T 9204	钢件感应加热淬火金相检验	1999	全国热标委会	原机械工业部
66	行标	推荐	JB/T 9205	珠光体球墨铸铁零件感应加热淬火金相检验	1999	全国热标委会	原机械工业部
67	行标	推荐	JB/T 9206	钢铁热浸铝工艺及质量检验	1999	全国热标委会	原机械工业部
68	行标	推荐	JB/T 9211	中碳钢与中碳合金结构钢马氏体等级	1999	全国热标委会	原机械工业部
69	行标	推荐	JB/T 10174	钢铁零件强化喷丸的质量检验方法	2000	全国热标委会	原机械工业部
70	行标	推荐	JB/T 10175	热处理质量控制要求	2000	全国热标委会	原机械工业部
71	行标	推荐	JB/T 10312	钢箔测定碳势法	2001	全国热标委会	原机械工业部
72	行标	推荐	JB/T 4390	高、中温热处理盐浴校正剂	1999	全国热标委会	原机械工业部
73	行标	推荐	JB/T 4392	有机物水溶性淬火介质性能测定方法	1999	全国热标委会	原机械工业部
74	行标	推荐	JB/T 4393	聚乙烯醇合成淬火剂	1999	全国热标委会	原机械工业部
75	行标	推荐	JB/T 5072	热处理保护涂料——一般技术要求	1991	全国热标委会	原机械工业部
76	行标	推荐	JB/T 7530	热处理用氩气、氮气、氢气一般技术条件	1994	全国热标委会	原机械工业部
77	行标	推荐	JB/T 7951	测定工业淬火油冷却性能的镍合金探头实验方法	2004	全国热标委会	原机械工业部
78	行标	推荐	JB/T 8419	热处理工艺材料分类及代号	1996	全国热标委会	原机械工业部
79	行标	推荐	JB/T 9199	防渗涂料　技术条件	1999	全国热标委会	原机械工业部
80	行标	推荐	JB/T 9202	热处理用盐	2004	全国热标委会	原机械工业部
81	行标	推荐	JB/T 9203	固体渗碳剂	1999	全国热标委会	原机械工业部
82	行标	推荐	JB/T 9209	化学热处理渗剂　技术条件	1999	全国热标委会	原机械工业部
83	国标	强制	GB 15735	金属热处理生产过程安全卫生要求	2004	全国热标委会	国家技术监督局

续表 2.9-2

顺序	级别	类别	标 准 号	标准名称	发布时间	提出和归口	批　　准
84	国标	推荐	GB/T 17358	热处理生产电耗定额及其计算和测定方法	1998	全国热标委会提出，能源标委会归口	国家技术监督局
85	行标	推荐	JB/T 5073	热处理车间空气中有害物质的限值	1991	全国环保标委会	原机械工业部
86	行标	推荐	JB/T 6047	热处理盐浴有害固体废物无害化处理方法	1992	全国环保标委会	原机械工业部
87	行标	推荐	JB/T 7519	热处理盐浴（钡盐、硝盐）有害固体废物分析方法	1994	全国环保标委会	原机械工业部
88	行标	推荐	JB/T 8434	热处理环境保护技术要求	1996	全国环保标委会	原机械工业部
89	行标	推荐	JB/T 18718	热处理节能技术导则	2002	全国热标委提出能源标委会归口	国家技术监督局
90	行标	推荐	JB/T 10457	液态淬火冷却设备技术条件	2004	全国热标委会	国家发改委
91	行标	推荐	JB/T 6955	热处理常用淬火介质技术要求	1993	全国热标委会	原机械工业部
92	行标	推荐	JB/T 7715	冷锻模具用钢及热处理技术条件	1995	全国模具标委会	原机械工业部
93	行标	推荐	JB/T 6058	冲模用钢及其热处理技术条件	1992	北京机电所	原机械电子工业部
94	行标	强制	JB 9052	热处理盐浴有害固体废物污染管理的一般规定	1999	环保机械标委会	原国家机械工业局

编写：樊东黎（全国热处理学会）

参考文献

1 蔡兰等主编. 机械零件工艺性手册. 北京: 机械工业出版社, 1995
2 戴起勋. 机械零件工艺性300例. 北京: 机械工业出版社, 2003
3 [日] 小栗富士雄, 小栗达男合著. 机械设计禁忌手册. 陈祝同, 刘惠臣译. 北京: 机械工业出版社, 2002
4 姚贵升. 汽车零件材料选用. 北京: 北京理工大学出版社, 2000
5 机械工程手册编委会. 机械工程手册 (第1版、第2版). 第5卷. 零部件结构工艺性. 北京: 机械工业出版社, 1996
6 全国热处理标准化技术委员会. 金属热处理标准应用手册. 北京: 机械工业出版社
7 徐进等著. 模具材料应用手册. 北京: 机械工业出版社, 2001
8 《热处理手册》编委会. 热处理手册 (第2版) 北京: 机械工业出版社, 2001
9 徐灏主编. 机械设计手册 第3卷 第19篇. 北京: 机械工业出版社, 1991
10 [日] 機械設計《機械元素の熱處理特集》 [J] 1975. Vol: 19. (4) 10~64
11 徐进, 姜先畲等. 模具钢. 北京: 冶金工业出版社, 1998
12 张森景编译. 金属模具之热处理及表面硬化技术. 中国台北: 全华科技图书股份有限公司, 1991
13 陈蕴博主编. 热作模具钢的选择和应用. 北京: 国防工业出版社, 1993
14 冯晓曾等. 提高模具寿命指南. 北京: 机械工业出版社, 1994
15 第六、七、八届国际模具技术和设备展览会资料, 上海: 1996、1998、2000
16 中国机械工业标准汇编 (金属热处理卷). 北京: 中国标准出版社, 1999年
17 中国模具协会技术委员会专家组. 第七届国际模展模具水平综述. 模具技术. 1998年 (11)
18 中国模具协会技术委员会专家组. 第七届国际模展现代制造技术综述. 模具技术, 1998年 (12)
19 手册编写组. 模具制造手册. 第2版. 北京: 机械工业出版社, 1996
20 张怀青. 大型拉延模的热处理工艺改进. 金属热处理, 2000 (7)
21 屠恒悦. 模具真空热处理技术. 模具材料应用及热处理技术研讨会资料, 青岛: 2000
22 李明, 成咏华. 沉淀硬化模具钢的研制及其发展. 热处理, 2000 (1)
23 钟华仁. 热处理质量控制. 北京: 国防工业出版社, 1990
24 全国热处理标准化技术委员会. 金属热处理标准应用手册. 北京: 机械工业出版社, 1994
25 航空航天部航空装备失效分析中心. 金属材料断口分析及图谱. 北京: 科学出版社. 1991
26 杨世璇, 吴光英. 滴注式可控气氛热处理. 北京: 机械工业出版社, 1991
27 熊剑. 国外热处理新技术. 北京: 冶金工业出版社, 1990
28 航空制造工程手册总编委会主编. 航空制造工程手册. 热处理. 北京: 航空工业出版社, 1993
29 航空制造工程手册总编委会主编. 航空制造工程手册. 金属材料切削加工. 北京: 航空工业出版社, 1994
30 航空制造工程手册总编委会主编. 航空制造工程手册. 特种铸造. 北京: 航空工业出版社, 1994
31 航空制造工程手册总编委会主编. 航空制造工程手册. 特种加工. 北京: 航空工业出版社, 1993
32 王广生. 航空工业热处理质量控制. 金属热处理. 1993, 7
33 《航空制造工程手册》总编委会主编. 航空制造工程手册. 表面处理. 北京: 航空工业出版社, 1993
34 刘宗昌. 钢件的淬火开裂及防止方法. 北京: 冶金工业出版社, 1991
35 朱沅浦, 侯增寿. 金属热处理问答. 北京: 机械工业出版社, 1993
36 雷延权, 傅家骐. 热处理工艺方法300种. 北京: 机械工业出版社, 1993
37 美国金属学会主编. 金属手册. 案头卷. 北京: 机械工业出版社, 1992
38 柳祥训等编. 化学热处理问答. 北京: 国防工业出版社, 1991
39 朱培瑜. 常见零件热处理变形与控制. 北京: 机械工业出版社, 1990
40 殷汉奇. 齿轮内花键孔变形的综合控制. 第三届全国典型零件热处理学术及技术交流会论文集. 洛阳, 1994
41 大和久重雄. JIS热处理技术. 栾淑芬译. 北京: 国防工业出版社, 1990
42 沈莲. 机械工程材料. 北京: 机械工业出版社, 1990
43 周敬恩. 钢的力学性能与显微组织设计. 金属热处理 (增刊). 1993
44 章葆澄主编. 电镀工艺学. 北京: 北京航空航天大学出版社, 1993
45 王广生. 氮基气氛热处理现状和发展. 材料工程. 1997, 2
46 王广生. 真空热处理发展与关键技术. 材料工程. 1997, 4
47 张建国. 钢铁零件真空回火后的光亮度. 金属热处理. 1996, 6
48 王广生等. 金属热处理缺陷分析及案例. 北京. 机械工业出版社, 1997
49 金属热加工实用手册编写组. 金属热加工实用手册. 北京: 机械工业出版社, 1996

第 3 篇

材料热处理工艺

主　编　徐跃明

编　写　徐跃明　马欣新　樊东黎　王　铀
马文存　高　见　李建平　周　彤
曾祥才　王福贞　徐淑艳　江少群

审　稿　中国材料工程大典编委会

中国机械工程学会
中国材料研究学会
中国材料工程大典编委会

第1章　材料和零件的整体热处理

1　钢的热处理

1.1　钢的退火与正火

1.1.1　退火

1）去应力退火　为去除工件塑性变形加工、切削加工或焊接造成的内应力及铸件内存在的残余应力而进行的退火。去应力退火一般在稍高于再结晶温度下进行，钢铁材料一般在550～650℃，热模具钢及高合金钢可适当升高到650～750℃温度，退火时间与退火温度有关。去应力退火时钢中残余应力的消除程度与退火温度和时间的关系如图3.1-1所示。

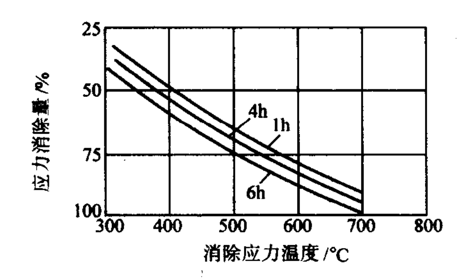


图3.1-1　钢中残余应力的消除程度与退火温度和时间的关系

为了防止去应力退火后冷却时再发生附加残余应力，应缓冷至500℃以下出炉空冷，大截面工件需缓冷到300℃以下出炉空冷。

2）再结晶退火　经冷塑性变形加工的工件加热到再结晶温度以上，保持适当时间，通过再结晶使冷变形过程中产生的晶体学缺陷基本消失，重新形成均匀的等轴晶粒，以消除形变强化效应和残余应力的退火。一般钢材再结晶退火温度在600～700℃，保温1～3 h空冷，对含质量分数<0.2%的普通碳钢，在冷变形时临界变形速度若达6%～15%范围，则再结晶退火后易出现粗晶，因此应避免在该范围内形变。

3）完全退火　将工件完全奥氏体化后缓慢冷却，获得接近平衡组织的退火。完全退火奥氏体化温度一般选为 Ac_3 +（30～50）℃，对于某些高合金钢，为使碳化物固溶应适当提高奥氏体化温度。为了改善低碳钢的切削性能，可采用900～1 000℃的晶粒粗化退火。为了消除亚共析钢锻件、铸件、焊接件的粗大魏氏组织，需将奥氏体化温度提高到1 100～1 200℃，随后补充进行常规完全退火。

表3.1-1为推荐的碳钢完全退火温度；表3.1-2为推荐的铸钢件完全退火工艺规范。

表3.1-1　碳钢推荐的完全退火温度

w（C）/%	奥氏体化温度/℃	奥氏体分解温度/℃	硬度HBS
0.20	860～900	860～700	111～149
0.25	860～900	860～700	111～187
0.30	840～880	840～650	126～197
0.40	840～880	840～650	137～207
0.45	790～870	790～650	137～207
0.50	790～870	790～650	156～217
0.60	790～870	790～650	156～217
0.70	790～840	790～650	156～217
0.80	790～840	790～650	167～229
0.90	790～830	790～650	167～229
0.95	790～830	790～650	167～229

表3.1-2　铸钢件完全退火工艺规定

钢　种	截面尺寸/mm	装　炉		650～700℃		700℃～退火温度		冷却速度/℃·h⁻¹	出炉温度/℃
		温度/℃	保温时间/h	升温速度/℃·h⁻¹	保温时间/h	升温速度/℃·h⁻¹	保温时间/h		
ZG200—400 ZG230—450 ZG270—500	<200	650	—	—	2	120	12	≥120	450
	201～500	400～500	2	70	3	100	25		400
ZG200—400 ZG230—450 ZG270—500	510～800	300～350	3	60	4	80	58	≥120	350
	801～1 200	260～300	4	40	5	60	812		300
	1 201～1 500	≤200	5	30	6	50	1 215		250
ZG310—570 ZG20SiMn ZG35CrMn ZG35SiMn ZG35SiMnMo ZG30CrMnSi	<200	400～500	2	80	3	100	1～2	≥80	350
	201～500	250～350	3	60	4	800	2～5		350
	501～800	200～300	4	50	5	600	5～8		300
ZG5CrMnMo	<500	250～300	2	40	2～4	70	2～5		200
	501～1 000	≤200	4	30	5～8	50	5～10		200

4）不完全退火　将工件部分奥氏体化后缓慢冷却的退火。锻件终锻温度不高且无需细化晶粒时，可采用 Ac_1～Ac_3 之间部分奥氏体化的不完全退火。

5）等温退火　工件加热到高于 Ac_3（或 Ac_1）的温度，

保持适当时间后，较快地冷却到珠光体转变温度区间的适当温度并等温保持，使奥氏体转变为珠光体类组织后在空气中冷却的退火。等温退火时的奥氏体化温度一般与完全退火相同，对于合金含量较高的大型铸锻件可适当提高加热温度。等温温度越低，退火后的硬度越高。

等温退火后的组织与硬度均匀性优于完全退火，比较适合于大型合金钢铸锻件。

推荐的合金结构钢等温退火工艺规范见表 3.1-3。

表 3.1-3 推荐的部分合金结构钢等温退火工艺规范
（获得大部分珠光体组织）

钢号	奥氏体化温度 /℃	等温分解温度 /℃	保持时间 /h	大致硬度 HBS
40Mn2	830	620	4.5	183
20CrNi	885	650	4	179
40CrNi	830	660	6	187
50CrNi	830	660	6	201
12Cr2Ni4	870	595	14	187
30CrMo	855	675	4	174
40CrMo	845	675	5	197
50CrMo	830	675	6	212
20CrNiMo	885	660	6	197
40CrNiMo	830	650	8	223
20Cr	885	690	4	179
30Cr	845	675	6	183
40Cr	830	675	6	187
50Cr	830	675	6	201
50CrV	830	675	6	201
20CrNiMo	885	660	4	187
30CrNiMo	845	660	6	192
40CrNiMo	830	660	6	197
50CrNiMo	830	650	8	212
60Si2Mn	860	660	6	229
G10CrNi3Mo	870	595	4	187

6）球化退火　为使工件中的碳化物球状化而进行的退火。球化退火主要用于 w（C）> 0.6%的各种高碳工具钢、模具钢、轴承钢。低中碳钢为了改善冷变形工艺性，有时也进行球化退火。球化退火的方式主要有以下几种，可根据具体情况进行选择。

① 在稍低于 Ar_1 温度长时间保温。

② 在稍高于 Ac_1 或稍低于 Ar_1 温度区间循环加热和冷却。

③ 加热到高于 Ac_1 温度，然后以极慢的冷速（10～20℃/h）炉冷或在 pp 稍低于 Ar_1 温度保温较长时间再冷却到室温。

④ 对过共析钢，先进行奥氏体化使碳化物充分分解（加热温度选择在保证碳化物溶解的下限），随即以较高速度冷却以防止网状碳化物析出，然后再按①或②的方式球化退火。

⑤ 工件在一定温度下形变，然后在低于 Ac_1 温度长时间保温进行球化退火。

常用工具钢等温球化退火的工艺规范见表 3.1-4。

几种冷挤压钢件的球化退火工艺规范见表 3.1-5。

球化退火的典型工艺曲线及参数见表 3.1-6。

表 3.1-4 常用工具钢球化等温退火规范

钢号	临界点/℃			加热温度/℃	等温温度/℃	硬度 HBS
	Ac_1	Acm	Ar_1			
T8A	730	—	700	740～760	650～680	≤187
T10A	730	800	700	750～770	680～700	≤197
T12A	730	820	700	750～770	680～700	≤207
9Mn2V	736	765	652	760～780	670～690	≤229
9SiCr	770	870	730	790～810	700～720	197～241
CrWMn	750	940	710	770～790	680～700	207～255
GCr15	745	900	700	790～810	710～720	207～229
Cr12MoV	810	—	760	850～870	720～750	207～255
W18Cr4V	820	—	760	850～880	730～750	207～255
W6Mo5Cr4V2	845～880	—	805～740	850～870	740～750	≤255
5CrMnMo	710	760	650	850～870	～680	197～241
5CrNiMo	710	770	680	850～870	～680	197～241
3Cr2W8V	820	1 100	790	850～860	720～740	—

表 3.1-5 几种冷挤压钢件的球化退火工艺规范

钢 号	加热温度/℃	保温时间/h	等温温度及时间 /℃(h)	冷却速度 /℃·h⁻¹	出炉温度/℃	硬度 HBS
15Cr，20Cr	860±10	3～4		<50	300	<130
15Cr，20Cr	780±10	2～3	700±10 (6～8)		500	125～131
15Cr，20Cr	720	5～6		<50	450	≤125
35,45,40MnB	720	6～7		<50	550	≤145
08，15，20	720	2～3		空冷		≤120
20MnV，40Cr,50	950～1 000	1～1.5	700±10 (2～2.5)	60	500	140
40Cr	770±10	4～5	670±10 (5～6)	炉冷	500	≤160

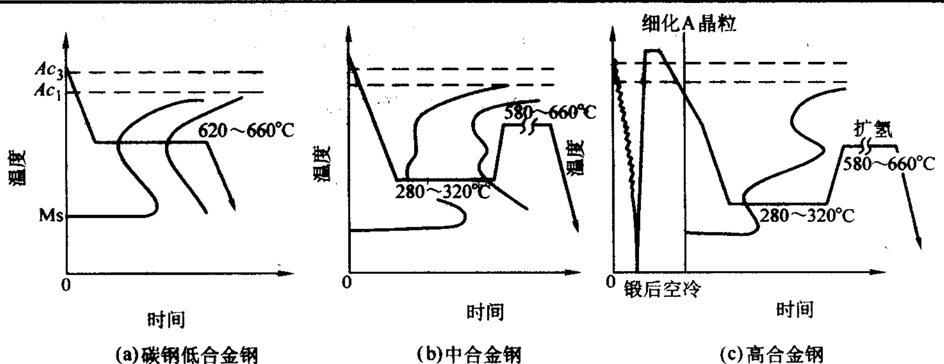
7）预防白点退火　为防止工件在热形变加工后的冷却过程中因氢呈气态析出而形成发裂（白点），在形变加工完结后直接进行的退火。退火的目的是使氢扩散到工件之外。氢在 α-Fe 中的扩散系数比在 γ-Fe 中大得多，而氢在 α-Fe 中的溶解度又比在 γ-Fe 中低得多。为此对大锻件可先从奥氏体状态冷却到等温转变图的“鼻端”温度范围以尽快获得铁素体＋碳化物组织，然后在该温度区或升高到稍低于 Ac_1 的温度长时间保温进行脱氢。

预防白点退火的工艺曲线见图 3.1-2。

8）均匀化退火　以减少工件化学成分和组织的不均匀程度为主要目的，将其加热到高温并长时间保温，然后缓慢冷却的退火。均匀化退火一般用于合金钢铸件，通常在 1 050～1 250℃长时间保温，使碳化物充分固溶。保温时间与钢中的溶质元素偏析程度、扩散温度及工件尺寸等有关。

表 3.1-6　典型的球化退火工艺曲线

退火方法	工艺曲线	工艺参数	备　注
缓慢冷却球化退火	Ac_1+(10~20)；10~20℃/h；Ac_3；Ac_1；550℃；空冷；温度/℃；0；时间	加热温度：Ac_1 + （10~20℃） 保温时间：取决于工件透烧时间，不宜过长 冷却速度：一般说 10~20℃/h 冷却到 550℃以下空冷，碳钢的冷速可稍快些（20~40℃/h）	共析及过共析钢的球化退火球化较充分，周期长
等温球化退火	Ac_1+(20~30)；Ac_3；Ac_1；Ar_1+(20~30)；500℃；温度/℃；0；时间	加热温度：Ac_1 + （10~20℃） 保温时间：Ac_1 − （20~30℃） 等温时间：取决于等温转变图及工件截面尺寸。等温后空冷	过共析钢，合金工具钢的球化退火，球化充分，易控制。周期较短，适宜大件
周期（循环）球化退火	Ac_1+(10~20)；Ac_3；Ac_1；Ar_1+(20~30)；10~20℃/h；空冷；温度/℃；0；时间	加热温度：Ac_1 + （10~20℃） 等温时间：Ac_1 − （20~30℃） 保温时间：取决于工件截面均温时间 循环周期：视球化要求等级而定以 10~20℃/h 缓冷到 550℃空冷	过共析碳钢及合金工具钢，周期较短。球化较充分，但控制较繁，不宜大件退火
感应加热快速球化退火	820；Ac_3；Ac_1；680；17；温度/℃；0；时间	加热温度：< Ac_{cm}，接近淬火温度下限并短时保温，奥氏体中有大量未溶碳化物 加热速度：由单位功率决定 等温温度：视硬度要求而定 保温时间：根据感应加热后测定的等温转变图决定	截面不大的碳素钢、合金工具钢、轴承钢等的快速球化退火
快速球化退火	Ac_{cm}+(20~30)；Ac_3；Ac_1；680~700；淬火；空冷；M；B；P_L；P_S；温度/℃；0；时间	加热温度：Ac_{cm}（或 Ac_3）+20~30℃ 冷却：淬油或等温淬火（获得马氏体或贝氏体） 高温回火：680~700℃，1~2 h	共析，过共析碳钢及合金钢的锻件快速球化或淬火工件返修，重淬前的预处理畸变较大，工件尺寸不能太大（仅限于小件）



(a)碳钢低合金钢　(b)中合金钢　(c)高合金钢

图 3.1-2　消除白点退火典型工艺曲线

9）稳定化退火　为使工件中微细的显微组成物沉淀或球化的退火。例如某些奥氏体不锈钢在 850℃附近进行稳定化退火，沉淀出 TiC、NbC、TaC，防止耐晶间腐蚀性能降低。

1.1.2　正火

正火是将工件加热奥氏体化后在空气中冷却的热处理工艺。正火的主要目的：对亚共析钢来说是要消除钢中大块的或网状的铁素体或带状组织，以细化晶粒，改善切削加工性能或作为淬火前的预备热处理；对过共析钢来说是要消除钢中的网状碳化物，为球化退火作组织准备．

由于工件表面与心部冷速的差异，当直径较大时正火后截面上的性能将很不均匀，由此而产生的差异称为“质量效

应"。碳钢与合金钢正火后硬度与质量效应的关系见表 3.1-7。

表 3.1-7　碳钢与合金钢正火后硬度与质量效应的关系

钢　号	正火温度/℃	在下列直径时的正火后硬度 HBS			
		12.0 mm	25.0 mm	50 mm	100 mm
15	930	126	121	116	116
20	930	131	131	126	121
20Mn	930	143	143	137	131
30	930	156	149	137	137
40	900	183	170	167	167
50	900	223	217	212	201
60	900	229	229	223	223
80	900	293	293	285	269
95	900	302	293	269	255
12Cr2Ni4	890	269	262	252	248
40Mn2	870	269	248	235	235
30CrMo	870	217	197	167	163
42CrMo	870	302	302	285	241
50CrMo	870	375	321	311	293
40CrNiMo	870	388	363	341	321
40Cr	870	235	229	223	217
50Cr	870	262	255	248	241
60Cr	870	285	269	262	255
55Si2MnA	900	277	269	269	269

等温正火　工件加热奥氏体化后，采用强制吹风快冷到珠光体转变区的某一温度，并保温以获得珠光体型组织，然后在空气中冷却的正火。

二段正火　工件加热奥氏体化后，在静止的空气中冷却到 Ar_1 附近即转入炉中缓慢冷却的正火。

两次正火，多重正火　工件（主要为铸锻件）进行两次或两次以上的重复正火。第一次正火采用较高温度（$Ac_3+150\sim200$℃），第二次正火采用较低温度（$Ac_3+30\sim50$℃），第一次正火可消除热加工中形成的过热组织，并使难溶第二相充分固溶入奥氏体中，第二次正火使奥氏体晶粒细化。

1.1.3　退火、正火缺陷与补救措施（见表 3.1-8）

表 3.1-8　退火与正火缺陷

缺陷类型	说　明	补救措施
过烧	加热温度过高使晶界局部熔化	报废
过热	加热温度高使奥氏体晶粒粗大，冷却后形成魏氏组织或粗晶组织，钢的冲击韧度下降	完全退火或正火补救
黑斑	碳素工具钢由于终锻温度过高（>1 000℃），冷却缓慢或退火加热过高，在石墨化温度范围长时间停留，或多次返修退火导致在钢中出现石墨碳，并在其周围形成大块铁素体，断口呈黑灰色	报废
反常组织	Ar_1 附近冷速过低或在 Ar_1 以下长期保温，会在先共析铁素体晶界上出现粗大渗碳体或在先共析渗碳体周围出现宽铁素体	重新退火
网状组织	加热温度过高及冷速慢形成网状铁素体或渗碳体	重新退火
球化不均匀	球化退火前未消除网状碳化物形成残存大块状碳化物或球化退火工艺控制不当出现片状碳化物	正火后重新球化退火
硬度偏高	退火冷速过快或球化不好	重新退火
脱碳	工件表面脱碳层严重超过技术条件要求	在保护气氛中退火或复碳处理

1.2　钢的淬火

1.2.1　钢的淬透性

钢的淬透性是钢材自身固有的一个属性，主要决定于其化学成分。淬透性测定方法很多（表 3.1-9），历史上有一段时间常用 U 形曲线法，目前广泛应用的是端淬试验法。

1）U 曲线法　此法的根据是在未淬透的圆棒横截面上硬度分布曲线呈 U 形。圆棒状试样直径随需要而定，长度为直径的 2～4 倍，以保证棒中部横截面上的硬度分布不受两端散热的影响。以半马氏体区界定淬硬深度，此区的硬度主要决定于钢的碳含量（见图 3.1-3）。半马氏体区恰在中心的圆棒直径称为临界直径。临界直径常被作为淬透性的定量值，它不仅决定于钢的化学成分，而且决定于淬火加热参数及淬火介质。U 曲线法常需使用大量试样，而且测定工作量繁重，目前已很少采用。

表 3.1-9　淬透性试验方法

方法类型	特　点			适应范围	备　注
	试　样	淬火介质	判　据		
断口法 P-F	圆棒（ϕ19 mm×76 mm）20 mm×20 mm×100 mm 方棒	水	组织与晶粒度	碳素工具钢、合金工具钢	目前很少应用 GB/T227—1991 曾用
U 曲线法	圆棒 $J=(3\sim4)D$	水油	断口，HRC	结构钢	1958 年前后盛行
端淬法	ϕ25 mm×100 mm 标准试样	喷水	硬度曲线	结构钢、工具钢	GB/T 225—1988（国标采用）ISO 642—1979、SAE J406（美）

续表 3.1-9

方法类型	特点			适应范围	备注
	试样	淬火介质	判据		
洛氏硬度—英吋法（SAC 法）	圆棒（ϕ25 mm×104 mm）	水	表面硬度（S）中心硬度（C）U 曲线下面积（A）	碳素结构钢、低合金钢	SAE J406—1985 低淬透性钢用
L 行端淬法	ϕ1in 形端淬试样	喷水	硬度曲线	普通碳钢	
圆锥试验法	圆锥试样 $\phi_{大}$ 32 mm，$\phi_{小}$ 6.5 mm，长 127 mm	盐水	深度	普通碳钢，低淬透性工具钢	低淬透性能钢检测用
楔形试验法	楔形试样	喷水	硬度曲线		
P-V 试验法	V 形顶端圆棒试样	水	深度	低淬透性工具钢	
空气淬火法	ϕ1in×7in 圆棒试样，外加套筒	静止空气	硬度曲线	高合金工具钢	高淬透性能钢检测用
油冷端淬法	同标准淬法	油	硬度曲线	未普遍应用	
延缓冷却端淬法	标准端淬试样加缓冷套	喷水	硬度曲线	未普遍采用	
韦氏炸弹形试验法	ϕ3in 金属丝放入炸弹形外套中	水	硬度曲线		小尺寸试样测淬透性方法
封套式端淬试验法	$\phi\leqslant$1/4 in 封密于圆形筒中	喷水	硬度曲线		
全自动小型端淬试验法	ϕ8～10 mm×75 mm	喷水	硬度曲线		

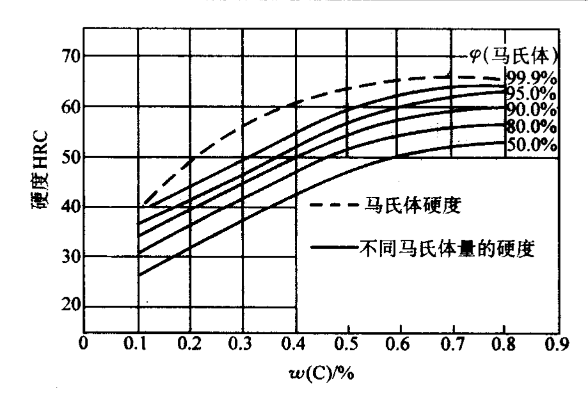


图 3.1-3 半马氏体硬度与钢的含碳量

2）端淬法 顶端淬火试验法（端淬试验）所用试样为 ϕ25 mm×100 mm 圆柱形试棒（见图 3.1-4），加热到 Ac_3 + 30℃（或按产品标准或协议规定），停留（30±5）min，然后在 5 s 以内迅速放在端淬试验台上喷水冷却（如图 3.1-5），喷水管口距试样顶端为（12.5±0.5）mm，喷水柱自由高度

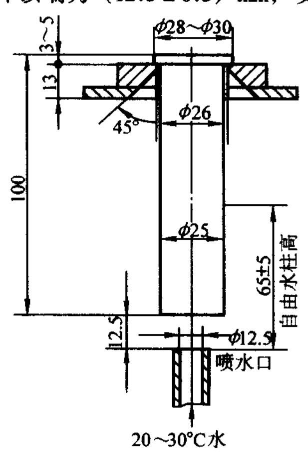


图 3.1-4 端淬试样

为（65±0.5）mm，水温 10～30℃，水冷时间＞10 min。待喷水到试样全部透冷后，将试样沿轴线方向在相对 180°的两侧各磨去 0.4～0.5 mm，获得两个相互平行的平面，然后从距顶端 1.5 mm 处沿轴线自下而上测定洛氏硬度值。硬度下降缓慢时可以每隔 3 mm 测一次硬度，并将测定结果画成硬度分布曲线。图 3.1-6 指出了端淬试样离顶端不同距离处的冷速在 CCT 曲线上的对应关系。

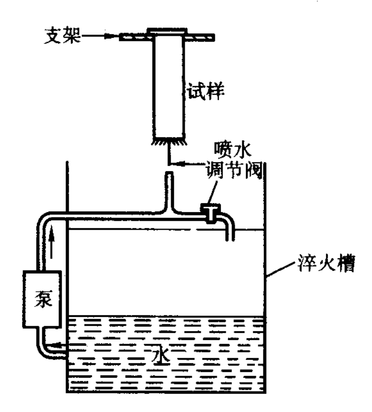


图 3.1-5 端淬试验台

淬透性过去曾以 $J=\frac{(HRC)}{d}$ 表示，d 为至水冷端距离，HRC 为在该处测定的硬度值，例如，J $\frac{42}{5}$ 即表示距水冷端 5 mm处试样的硬度值为 42HRC。根据 GB/T 225—1988 新标准的规定，则可表示为 J42-5。图 3.1-7 为 40MnB 钢端淬曲线，由于成分的波动，同种钢的端淬曲线上都有一个硬度波动范围，称为淬透性带。

图 3.1-8 端淬曲线估算临界直径。例如已知某钢离淬火端 20 mm 处具有临界硬度值（半马氏体硬度），从图中即可查出理想临界直径（D_I）为 100 mm，在 $H=1$ 水中淬火时对应的临界直径为 8 mm，在 $H=0.4$ 的油中淬火时临界直径约为 57 mm。

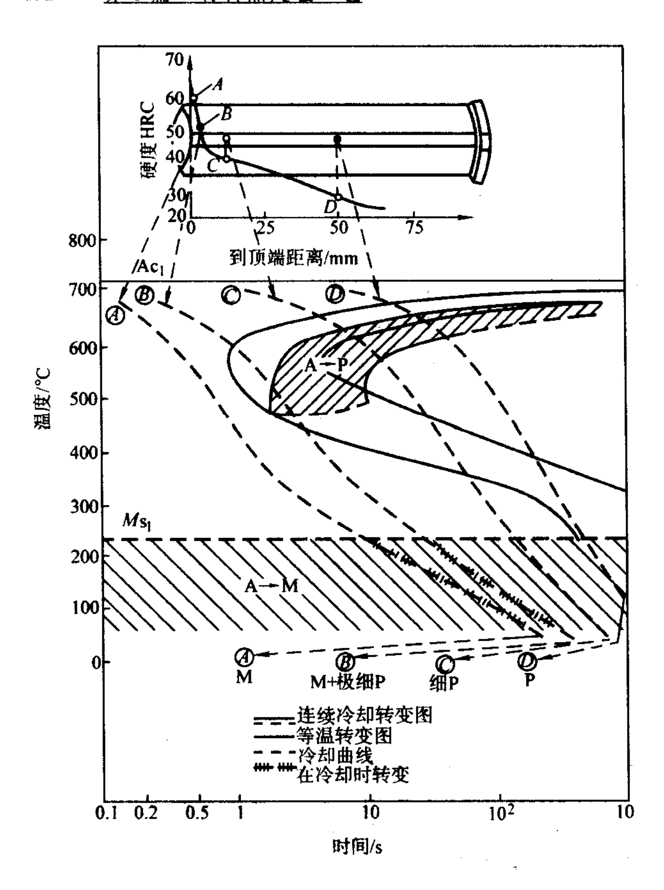


图 3.1-6　端淬试验硬度分布与连续冷却转变图

相同淬火硬度的棒料直径/mm	硬度部位	介质
97	表面	水淬
28　51　74　97　122　147　170	距中心R3/4	
18　31　41　51　61　71　81　91　99	中心	
20　46　64　76　86　97	表面	油淬
13　25　41　51　61　71　81　91　102	距中心R3/4	
5　15　25　36　43　51　61　71　79	中心	

700℃时的冷却速度/℃·s^{-1}

105　41　16.5　9　5.5　3.9　3　2.6

硬度HRC

至水冷端距离/mm

图 3.1-7　40MnB 钢的淬透性带

对于低淬透性钢及高淬透性钢，有些国家对端淬试样及其冷却条件进行了改进以满足特殊要求。其中包括：L形端淬法、圆锥试验法、楔形试验法、P-V 试验法。对高淬透性钢采用空气淬火法、油冷端淬法及延缓冷却端淬法等，对于要求用小试样检测的钢，有韦氏炸弹形试样端淬法、封套式端淬试验法及全自动小型端淬试验法等。

1.2.2　淬火工艺

(1) 淬火加热规范的确定

1) 加热温度，亚共析钢淬火加热温度为 Ac_3 + 30～50℃，一般在空气炉中加热比在盐浴中加热高 10～30℃，采用油、硝盐淬火介质时，淬火加热温度应比水淬提高 20℃左右。

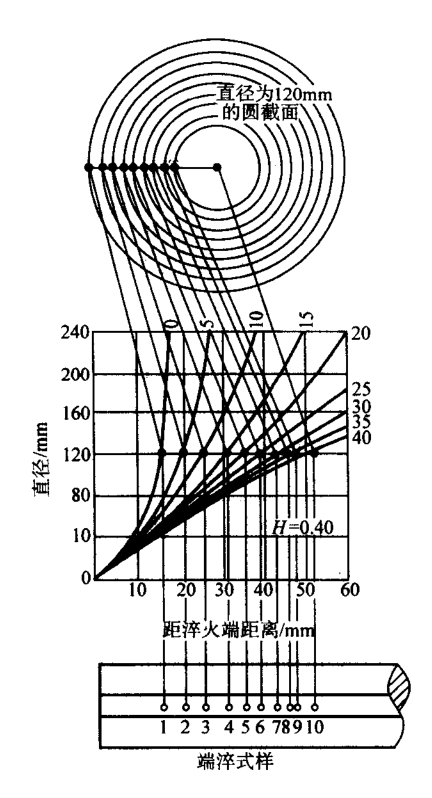


图 3.1-8　由端淬曲线求临界直径

共析钢、过共析钢淬火加热温度为 Ac_1 + 30～50℃，一般合金钢淬火加热温度为 Ac_1 或 Ac_3 + 30～50℃。高速钢、高铬钢及不锈钢应根据要求合金碳化物溶入奥氏体的程度选定。过热敏感性强（如锰钢）及脱碳敏感性强的钢（如含钼钢），不宜取上限温度。

低碳马氏体钢淬透性较低，应提高淬火温度以增大淬硬层，中碳钢及中碳合金钢应适当提高淬火温度来减少淬火后片状马氏体的相对含量，以提高钢的韧性，高碳钢采用低温淬火或快速加热可限制奥氏体固溶碳量，而增加淬火后板条马氏体的含量，减少淬火钢的脆性。另外，提高淬火温度还会增加合金钢淬火后的残留奥氏体量。常用钢的淬火加热温度见表 3.1-10。

表 3.1-10　常用钢的淬火加热温度范围

钢　号	淬火加热温度/℃	冷却介质	说　明
45	820～840 840～860	盐水 碱浴	
40Cr	850～870	油	
60Mn	800～820	油	
40SiCr	900～920	油或水	
35CrMo	850～870	油或水	
60Si2	850～870 880～900	水或油 油	
50CrMnVA	850～880	油	
55Si2	840～860	油	
18CrNiMoA	860～890	油	
18CrNiW	800～830	盐浴	
20CrMnTi	830～850	油	

续表 3.1-10

钢 号	淬火加热温度/℃	冷却介质	说 明
13Ni2A	760 ~ 800	油	
40CrNiMoA	820 ~ 840	油	
T7 ~ T12 T7A ~ T12A	780 ~ 800 810 ~ 830	盐水 碱浴、硝盐	
9Mn2V	780 ~ 800 790 ~ 810	油 碱浴、硝盐	
9CrWMn CrWMn	810 ~ 830 820 ~ 840	油 碱浴、硝盐	
GCr15	830 ~ 850 840 ~ 860	油 碱浴、硝盐	
9SiCr 60Si2A	850 ~ 870 860 ~ 880	油 碱浴、硝盐	
5CrMnMo	830 ~ 850	油	
5CrNiMo	840 ~ 860	油	
3Cr2W8V	1 050 ~ 1 100 1 100 ~ 1 150	油 油	一般热锻模需要二次硬化
Cr12	960 ~ 980 1 050 ~ 1 100	油或硝盐分级 油或硝盐分级	一般冷冲模要求热硬性
Cr12MoV	1 020 ~ 1 050 1 100 ~ 1 150	油或硝盐分级 油或硝盐分级	要求热硬性
W6Mo5Cr4V2	1 000 ~ 1 100 1 180 ~ 1 220	盐浴分级 盐浴分级	
W18Cr4V	1 000 ~ 1 100 1 260 ~ 1 280	盐浴分级 盐浴分级	
Cr9Si2	1 040 ~ 1 060	油	

2）保温时间，加热与保温时间由零件入炉到达指定工艺温度所需升温时间（τ_1），透热时间（τ_2）及组织转变所需时间（τ_3）组成。其中组织转变在升温到 > Ac_1 时便发生，因此与透热时间有交叉。

$\tau_1+\tau_2$ 由设备功率、加热介质及工件尺寸、装炉数量等因素决定，τ_3 则与钢材的成分、组织及热处理技术要求等有关。普通碳钢及低合金钢在透热后保温 5 ~ 15 min 即可满足组织转变的要求，合金结构钢透热后应保温 15 ~ 25 min。高合金工具钢、不锈钢等为了充分溶解原始组织中的碳化物，应在不使奥氏体晶粒过于粗化的前提下，适当提高奥氏体化温度，以缩短保温时间。

计算加热时间一般由工件"有效厚度"乘以加热系数，即

$$\tau=\alpha kD$$

式中，τ 为保温时间，min；α 为保温时间系数，min/mm；k 为工件装炉方式修正系数；D 为工件有效厚度，mm。

保温时间系数可从表 3.1-11 查出，装炉方式修正系数见表 3.1-12，图 3.1-9 为工件有效厚度计算实例，形状复杂的工件可分别按工作部位几何尺寸的最大厚度确定 D 值。表 3.1-13 列出了工模具钢在盐浴及气体介质炉中的加热时间。生产实践表明，传统的加热时间计算偏于保守，可依具体情况适当缩短。

3）加热速度，对于形状复杂，要求畸变小，或用合金钢制造的大型铸锻件，必须控制加热速度以保证减少淬火畸变及开裂倾向，一般以 30 ~ 70℃/h 限速升温到 600 ~ 700℃，在均温一段时间后再以 50 ~ 100℃/h 速度升温。形状简单的中、低碳钢、直径小于 400 mm 的中碳合金结构钢可直接到温入炉加热。

表 3.1-11 保温时间系数

工件材料	直径/mm	< 600℃ 气体介质炉中预热	800 ~ 900℃ 气体介质炉中加热	750 ~ 850℃ 盐浴炉中加热或预热	1 100 ~ 1 300℃ 盐浴炉中加热
碳素钢	≤50		1.0 ~ 1.2	0.3 ~ 0.4	
	> 50		1.2 ~ 1.5	0.4 ~ 0.5	
低合金钢	≤50		1.2 ~ 1.5	0.45 ~ 0.5	
	> 50		1.5 ~ 1.8	0.5 ~ 0.55	
高合金钢		0.35 ~ 0.4	0.65 ~ 0.85	0.3 ~ 0.35	0.17 ~ 0.2
高速钢				0.3 ~ 0.35	0.16 ~ 0.18

表 3.1-12 工件装炉修正系数

工件装炉方式	修正系数
	1.0
	1.0
	2.0
	1.1
	1.3
	1.7
	1.0
	1.4
	4.0
	2.2
	2.0
	1.8

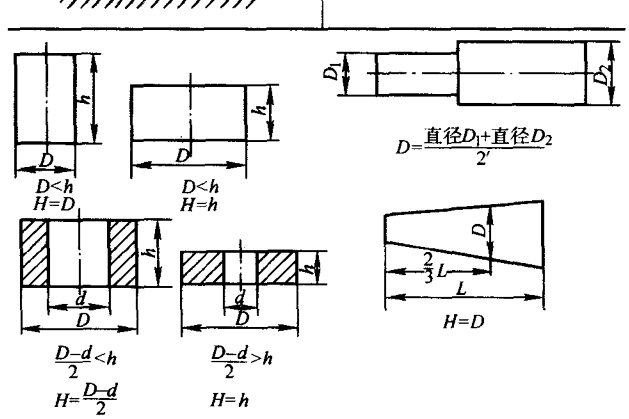


图 3.1-9 工件有效厚度的计算举例

（2）淬火冷却方法

淬火冷却方法的分类及其适用范围见表 3.1-14。

表 3.1-13 工模具钢的淬火加热时间

钢种	盐	浴 炉	空气炉、可控气氛炉
高速钢	直径 d/mm	加热时间/s	
	<8	12（850～900℃预热）	
	8～20	20	
	20～25	8	
	50～70	7	
	70～100	6	
	100 以上	5	
热锻模具钢	直径 d/mm	加热时间 min	厚度小于100 mm：20～30 min/25 mm 大于：100 mm：10～20 min/25 mm （800～850℃预热）
	5	5～8	
	10	8～10(800～850℃预热）	
	20	10～15	
	30	15～20	
	50	20～25	
	100	30～40	
冷变形模具钢	5	5～8/min	厚度小于100 mm：20～30 min/25 mm 大于：100 mm：10～20 min/25 mm （800～850℃预热）
	10	8～10（800～850℃预热）	
	20	10～15	
	30	15～20	
	50	20～25	
	100	30～40	
碳素工具钢 合金工具钢	结构 0	5～8（min）	厚度小于100 mm：20～30 min/25 mm 大于：100 mm：10～20 min/25 mm （500～550℃预热）
	20	8～10（500～550℃预热）	
	30	10～15	
	50	20～25	
	100	30～40	

表 3.1-14 淬火冷却方法的分类

续表 3.1-14

淬火冷却方法		方法特点	适用范围
按冷却介质分	水冷淬火	以水为冷却介质的淬火冷却	低、中碳钢及低碳、低合金钢工件
	油冷淬火	以油为冷却介质的淬火冷却	大多数合金结构钢及合金工具钢工件
	空冷淬火	以空气作为冷却介质的淬火冷却	高速钢、马氏体不锈钢工件
	风冷淬火	以强迫流动的空气或压缩空气作为冷却介质的淬火	中碳合金钢大型工件
	气冷淬火	以 N_2、H_2、He 等气体在负压、常压和高压下冷却的淬火	在真空炉内的淬火冷却
	盐水淬火	以盐类水浴液作为冷却介质的淬火	碳钢及低合金工具钢
	有机聚合物水溶液淬火	以聚合物水浴液作为冷却介质的淬火	冷速介于水、油之间，可以代替淬火油冷却
按冷却方式分	喷液淬火	用喷射液体作为冷却介质的淬火	多用于表面淬火或局部淬火
	喷雾冷却淬火	工件在水和空气混合喷射的雾中冷却的淬火	中碳合金钢大型工件
	热浴淬火	工件在熔盐、熔碱或熔融金属或高温油中的冷却淬火	中碳钢及合金钢为减小畸变
	双介质淬火	工件奥氏体化后先浸入冷却能力强的介质，在材料即将发生马氏体转变时立即转入冷却能力较弱的介质中冷却的淬火	中高碳合金钢为减小畸变并获得较高硬度时的冷却方法 适用于尺寸较大的工件
	自冷淬火	工件局部或表层奥氏体化后，依靠向未加热区域传热而自冷淬火的方法	高能量密度加热的自冷淬火等
	模压淬火	工件在奥氏体化后先在特定夹具下为减少淬火畸变而进行的淬火	板状、片状及细长杆类工件淬火
	预冷淬火（延迟淬火）	工件在奥氏体化后先在空气中或其他缓冷淬火介质中预冷到稍高于 Ar_1 或 Ar_3 温度，然后再用较快的冷却介质进行淬冷的方法	截面变化较大，或形状较复杂易淬裂的工件
按加热冷却后组织	马氏体分级淬火	钢制工件奥氏体化后浸入温度稍高或稍低于 M_s 点的碱盐浴中保持适当时间，在工件整体达到介质温度后取出空冷以获得马氏体组织为主的淬火	为减小淬火应力的高碳工具钢的工具、模具
	贝氏体等温淬火	钢或铸铁工件加热奥氏体化后快冷到贝氏体转变温度区等温，使奥氏体转变为主要是贝氏体组织的淬火工艺	对形状复杂的中高合金工具钢，可获得较高硬度与韧性，且畸变小
	亚温淬火	亚共析钢工件在 Ar_1～Ar_3 温度区间奥氏体化后淬火冷却获得马氏体及铁素体组织的淬火工艺	低、中碳钢及低合金钢，抑制回火脆性，降低临界脆化温度（FATT）

1）延迟淬火法（预冷淬火法），预冷的作用是减少淬火件各部分的温差，或在技术条件允许情况下，使其危险部位（棱角、薄缘、薄壁等）产生部分非马氏体组织，然后再整体淬火。采用这种工艺的技术要点是正确决定预冷时间（零件自炉中取出到淬冷之间停留的时间）。国内某些厂推荐按下式估算。

$$\{\tau\}\ \text{min} = 12 + RS$$

式中，τ 为零件预冷时间，min；S 为危险截面（危险淬裂区截面）厚度，mm；R 为与零件尺寸有关的系数，$R=3$～

4。

2）双介质淬火法，此法多用于碳素工具钢及大截面合金工具钢要求淬硬层较深的零件。碳素工具钢，一般以每3 mm有效厚度在水中停留1 s估算。形状复杂的工件以每4～5 mm在水中停留1 s估算。大截面合金工具钢可按每毫米有效厚度1.5～3 s计算。

与双介质淬火原理相同的淬火方法有水-空气、油-空气、油-水-油等淬火方法。其作用一般均希望在临界温度范围内冷却较快，而在马氏体点附近缓冷，以减小淬火应力引起的畸变及防止淬裂。

3）马氏体分级淬火，分级淬火工艺的关键是分级盐浴的冷速一定要保证大于临界淬冷速度，并且使淬火零件保证获得足够的淬硬层深度。

不同钢种在分级淬火时均有其相应的临界直径。表3.1-15指出了几种常用钢种在硝盐中的临界直径与在油、水冷却时的对比。

从表3.1-15中可以看出，分级淬火时零件的临界直径比油淬、水淬都要小。因此，对大截面碳钢、低合金钢零件不适宜采用分级淬火。

为了降低临界淬冷速度，淬火加热温度可比普通淬火提高10～20℃。

表3.1-15 几种钢材在不同介质中淬冷时的临界直径

淬火方法	能淬透的临界直径/mm					
	45	30CrNiMo	45Mn	GCr15	5CrMnMo	5CrNiMo
分级淬火	2.25	7.25	7.25	12.50	22.00	42.50
油淬	7.25	12.50	12.50	19.75	32.25	57.25
水淬	10.00	19.75	19.75	32.25	47.50	86.50

淬透性较好的钢可选择比 M_s 点稍高的分级温度（大于 M_s + 10～30℃）。要求淬火后硬度较高、淬透层较深的工件应选择较低的分级温度，较大截面零件分级温度要取下限（小于 M_s80～100℃），形状复杂、畸变要求较严的小型零件，则应取分级温度的上限。图3.1-10a为分级温度 > M_s 的分级淬火，图3.1-10b为分级温度 < M_s 的分级淬火。

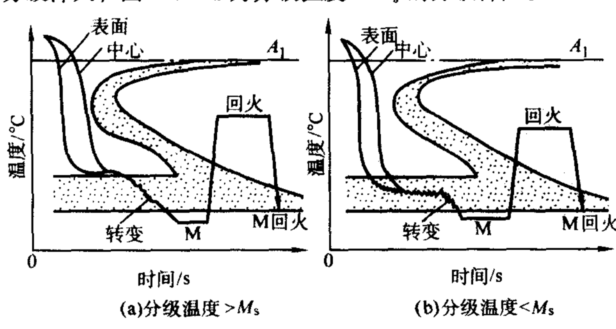


图3.1-10 马氏体分级淬火工艺示意图

对于形状复杂、畸变控制严格的高合金工具钢，可以采用多次分级淬火。分级温度应当尽量选择在过冷奥氏体的稳定性较大的温度区域，以防止在分级中发生其他非马氏体转变。分级淬火冷却介质的成分见表3.1-16。

分级停留时间主要取决于零件尺寸。截面小的零件一般在分级盐浴内停留1～5 min即可。经验的分级时间（以秒计）可按30 + 5d估计。d为零件有效厚度（单位为mm）。

表3.1-17为几种常用钢分级淬火后的硬度与分级淬火工艺参数。

4）贝氏体等温淬火，由于下贝氏体转变的不完全性，空冷到室温后常出现相当数量的淬火马氏体与残留奥氏体。等温淬火的典型工艺曲线如图3.1-11。贝氏体等温淬火可在保证较高硬度（共析碳钢约为56～58HRC）的同时保持很高的韧性。

表3.1-16 常用分级淬火冷却介质

热 浴	淬火介质成分（质量分数）	熔化温度/℃	使用温度范围/℃
中性盐浴	50% $BaCl_2$ + 20% NaCl + 30% KCl	560	580～800
硝盐浴	50% KNO_3 + 50% $NaNO_3$	218	230～550
硝盐浴	53% KNO_3 + 40% $NaNO_2$ + 7% $NaNO_3$（另加2%～3% H_2O）	100	110～130
硝盐浴	55% KNO_3 + 45% $NaNO_2$	137	150～500
碱浴	80% KOH + 20% NaOH（另加6% H_2O）	130	140～250

表3.1-17 常用几种钢材分级淬火后硬度

钢号	加热温度/℃	冷却方式	硬度HRC	备注
45	820～830	水	>45	<12 mm可淬硝盐
	860～870	160℃硝盐或碱浴	>45	<30 mm可淬碱浴
40Cr	850～870	油或160℃硝盐	>45	
65Mn	790～820	油或160℃硝盐	>55	
T12A	770～790	水		<12 mm可淬硝盐
	780～820	180℃硝盐或碱浴	>60	<30 mm可淬碱浴
T7、T8	800～830	水	>60	<12 mm可淬硝盐
		160℃硝盐或碱浴		<25 mm可淬碱浴
GCr9	820～830	水	>60	>25 mm淬水
	840～850	160℃硝盐或油		<25 mm淬油或硝盐
3Cr2W8	1 070～1 130	油或580～620℃分级	46～55	
W18Cr4V	1 260～1 280	油600℃盐浴分级	>62	

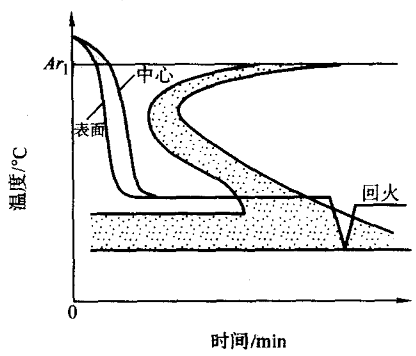


图3.1-11 贝氏体等温淬火工艺曲线

等温淬火的加热温度与普通淬火相同，对于淬透性较差的碳钢及低合金钢可适当提高加热温度，对尺寸较大的零件也可适当提高加热温度。

尺寸较大的零件等温温度应取下限或采用分级-等温冷却，即先将零件淬入较低温度的分级盐浴中停留较短时间后，然后放入等温盐浴。表3.1-18指出了不同材料可等温淬火的最大尺寸及硬度。一般认为在 M_s～M_s + 30℃等温可以获得满意的强度和韧性。几种常用钢的等温温度见表3.1-

19。

表 3.1-18　几种钢材可等温淬火最大尺寸及硬度

钢　号	最大直径或厚度/mm	最高硬度 HRC
T10	4	57~60
T10Mn	5	57~60
65	5	53~56
65Mn	8	53~56
65Mn2	16	53~56
70MnMo	16	53~56
50CrMnMo	13	52
5CrNiMo	25	54

表 3.1-19　几种常用钢的等温温度

钢　号	等温温度范围/℃	钢号	等温温度范围/℃
65	280~350	GCr9	210~230
65Mn	270~350	9SiCr	260~280
30CrMnSi	320~400	W18CrV	260~280
55Si2	330~360	Cr12MoV	260~280
65Si2	270~340	3Cr2W8V	280~300
T12	210~220		

等温时间（τ）的计算公式如下。

$$\tau = \tau_1 + \tau_2 + \tau_3$$

式中，τ_1 为零件从淬火温度冷却到盐浴温度所需时间，该时间与零件尺寸及等温温度有关；τ_2 为均温时间，主要取决于零件尺寸；τ_3 为从等温转变图上查出的转变所需时间。

等温后一般可以在空气中冷却以减少附加的淬火应力。零件尺寸较大、要求淬硬层较深时可考虑油冷或喷雾冷却。等温淬火后的回火温度应低于等温温度，高碳钢在等温淬火后适当回火，钢的韧性能进一步提高。

5）喷液淬火，对于仅要求局部硬化的零件（如内部型腔），可在特制的喷液装置中淬火。图 3.1-12 为内型腔表面需硬化的模具，整体加热后放在喷液装置上使之在流动水中激冷，而模具其余部分在空气中冷却，待模具整体温度降到 600℃以下时，全部淬油。硬化层深度及硬度与水流速度、流量、压力、水温、喷水方式及喷水时间等有关。

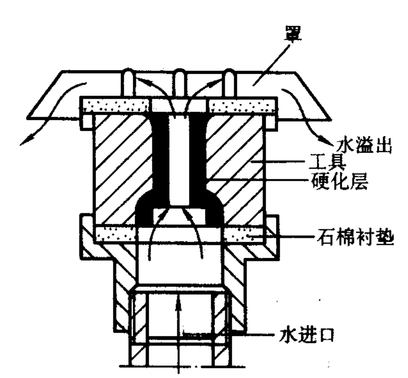


图 3.1-12　模具内腔喷射淬火装置

对于某些大型模具，为防止棱角边缘淬火开裂可实行局部预喷淬火，即首先将棱角预喷冷却后停止片刻，再靠内部传导热量将预喷部位迅速回火成索氏体，然后整体淬冷。

6）模压淬火，对于板状、片状零件及细长的杆状零件（如离合器摩擦片、盘形螺旋齿轮、锯片、锭杆等），加热到淬火温度后可置于特定夹具或淬火压床上压紧冷却，这种方法可以有效地减小工件淬火畸变。

7）喷雾淬火，对于大型轴类零件，诸如转子、支撑辊等重要零件，广泛使用喷雾淬火。

大型轴类零件喷雾冷却的主要优点是：冷却速度可以调节，可满足不同钢种不同直径大锻件淬火冷却要求，也适应同一零件不同淬火部位对冷速的要求。

（3）淬火操作

1）合理选择和使用工夹具，单件淬火工件常用的吊挂或绑扎吊挂方法如图 3.1-13 所示。多件加热淬火时常用吊架和吊筐如图 3.1-14 所示。

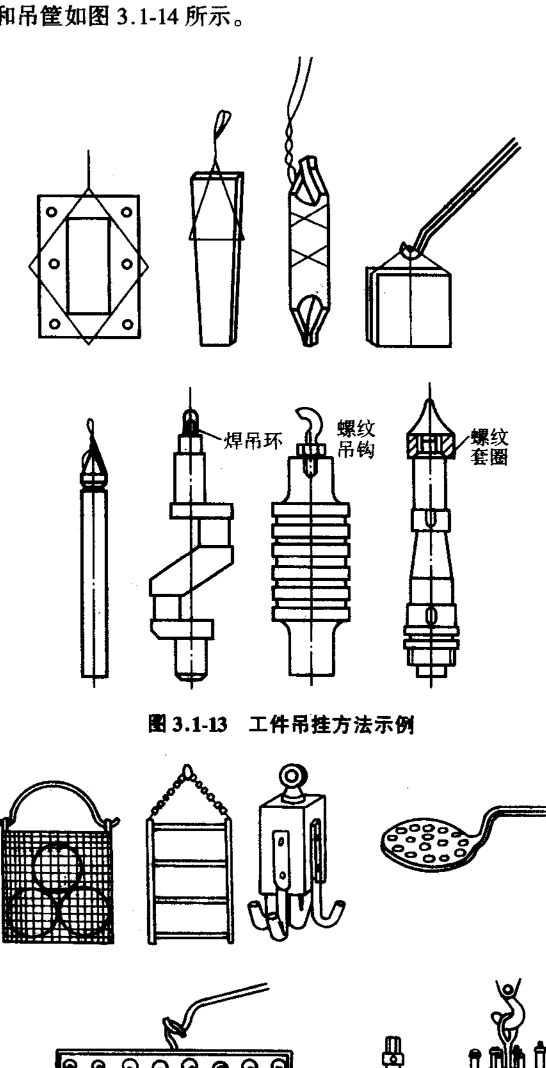


图 3.1-13　工件吊挂方法示例

图 3.1-14　淬火夹具示例

所有的吊架及夹具均应以减少加热和淬冷畸变、保证安全生产为设计原则。

2）工件装炉必须放置在有效加热区内。装炉量、装炉

方式及堆放形式均应确保加热、冷却均匀一致，且不致造成畸变和其他缺陷。装炉前应认真检查工夹具的完好性。

3）工件淬冷方式应依工件形状参照图 3.1-15 进行。一般应遵守以下原则：

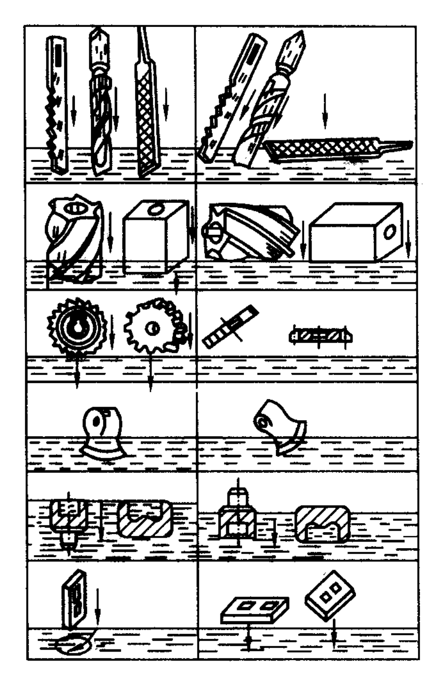


图 3.1-15　工件淬火浸入方法示例

① 细长形、圆筒形工件应轴向垂直浸入。

② 圆盘形工件浸入时应使其轴向应与介质液面保持水平。

③ 薄刃工件应使整个刃口先行同时浸入。薄片件应垂直浸入，大型薄件应快速垂直浸入。速度越快，畸变越小。

④ 厚薄不均匀的工件先淬较厚部分，以免开裂。

⑤ 有凹面或不通孔的工件浸入时，凹面及孔的开口端向上，以利于排除蒸汽。

⑥ 长方形带通孔的工件（例如冲模），应垂直斜向淬入，以利于孔附近部位的冷却。

⑦ 工件浸入淬火介质后应适当移动，以增强介质的对流，加速蒸汽膜的破裂，提高工件的冷却速度。

(4) 提高钢强韧性的淬火工艺

1）奥氏体晶粒超细化淬火，获得超细奥氏体晶粒有三种途径：一是采用具有极高加热速度的新能源，如大功率电脉冲感应加热（冲击加热淬火）、电子束、激光加热。二是采用奥氏体逆相变的方法，即将零件奥氏体化后淬火得到马氏体组织，然后又以较快速度重新加热到奥氏体化温度，由于加热速度越快，可在淬火马氏体中形成细小的球状奥氏体，在一定条件下还可能在板条马氏体边界形成细小的针状奥氏体，往返循环加热数次，可以达到很细的奥氏体晶粒。第三种途径是在奥氏体和铁素体两相区交替循环加热淬火。

2）碳化物超细化淬火，淬火时细化碳化物的主要途径是：

① 高温固溶碳化物的低温淬火要点是将钢加热到高于正常淬火的温度，使碳化物充分溶解，然后在低于 Ar_1 的中温范围内保温或直接淬火后于 450～650℃回火，析出极细碳化物相，然后再于低温（稍高于 Ac_1）加热淬火。

② 调质后再低温淬火，高碳工具钢先调质可使碳化物均匀分布，而后的低温加热淬火可显著改善淬火后钢中未溶碳化物的分布状态，从而提高韧性。这种工艺已成功应用于冷冲模的热处理。

3）亚温淬火，这种工艺的特点是在普通淬火与回火之间插入一次或多次在 α + γ 双相区加热的亚温淬火。对 25Ni3Cr2Mo 转子钢采用亚温淬火工艺，不仅提高了回火后的韧性，降低了回火脆性倾向及冷脆转变温度，而且消除了回火脆性状态的晶间断裂倾向。

4）控制马氏体、贝氏体组织形态的淬火

① 中碳钢高温淬火，提高某些中碳合金钢的淬火温度，可在淬火后得到较多的板条马氏体，并在板条之间夹杂厚度达 10 μm 的残留奥氏体薄片，40CrNiMo 钢加热温度从 870℃提高到 1 200℃淬火不经回火，断裂韧度 K_{1c} 可提高 70%，低温回火后，可再提高 20%。

② 高碳钢低温短时加热淬火，高碳钢在略高于 Ac_1 温度加热淬火可获得更高的硬度、耐磨性以及较好的韧性，淬火组织由很细的板条马氏体及片状马氏体碳化物和少量残留奥氏体组成，而且畸变开裂倾向较小。

5）低碳合金钢复合组织淬火，试验表明，12MnNiCrMoCu 钢淬火后存在 10%～20%（体积分数）的贝氏体时具有最好的韧性，并可降低钢的脆性转变温度。利用复合组织强韧化热处理的关键在于确定最佳复合组织的配比及复合组织形成条件的控制。

1.2.3　淬火缺陷

1）淬火畸变与淬火裂纹　淬火畸变乃是不可避免的现象，只有超过规定公差或产生无法矫正时才构成废品。通过适当选择材料，改进结构设计，合理选择淬火、回火方法及规范等可有效地减小与控制淬火畸变。变形超差可采用热校直、冷校直、热点法校直、加压回火等措施加以修正。

淬火裂纹一般是不可补救的淬火缺陷。只有采取积极的预防措施，如减小和控制淬火应力、方向、分布，同时控制原材料质量及正确的结构设计等。

2）氧化、脱碳与过热、过烧　零件淬火加热过程中若不进行表面防护，将发生氧化、脱碳等缺陷，其后果是表面淬硬性下降、达不到技术要求，或在零件表面形成网状裂纹，并严重降低零件外观质量、加大表面加工粗糙度甚至超差。所以精加工零件淬火加热均需在保护气氛下或盐浴炉内进行。小批生产零件也可采用防氧化表面涂层加以防护。

过热导致淬火后形成粗大的马氏体组织，将导致淬火裂纹形成或严重降低淬火件的冲击韧度。极易发生沿晶断裂。因此应当正确选择淬火加热温度，适当缩短保温时间，并严格控制炉温加以防止。出现的过热组织如有足够的加工裕量可以重新退火（正火），细化晶粒后再次淬火返修。

过烧常发生在淬火高速钢中，其特点是产生了鱼骨状共晶莱氏体。过烧后使淬火钢严重脆化，形成不可挽回的废品。

3）硬度不足　淬火、回火后硬度不足一般是由于淬火加热不足、表面脱碳、在高碳合金钢中淬火后残留奥氏体过多或回火不足等因素造成。在含铬轴承钢油淬时，还经常发现表面淬火后硬度低于内层的现象，田村等认为这是逆淬现象。主要是由于零件在淬火冷却时，如果淬入了蒸汽膜期长、特征温度低的油中。由于表面受蒸汽膜保护，孕育期可能比中心要多，其作用相当于淬火初期在空气中的预冷作用，从而发生部分非马氏体转变，并且还发现零件淬火后由于下部的热油上升，使上部的蒸汽膜阶段更长些，从而比下部更容易出现逆淬现象。解决硬度不足的缺陷必须分清原因，采取相应对策加以防止。

4）软点　淬火零件出现的硬度不均匀也叫软点。与硬度不足的主要区别是在零件表面上硬度有明显的忽高忽低现象，这种缺陷可能是由于原始组织过于粗大及不均匀（如有严重的组织偏析，存在大块碳化物或大块自由铁素体），淬

火介质中被污染（如水中有油珠悬浮），零件表面有氧化皮或零件在淬火液中未能适当运动，致使局部地区形成蒸汽膜而阻碍了冷却等因素造成。通过金相分析并研究工艺执行情况，可以进一步判明究竟由哪一种原因导致的废品。软点可以通过返修重淬加以纠正。

5）其他组织缺陷　对淬火工艺要求严格的零件，不仅要求淬火后满足硬度要求，还往往要求淬火组织符合规定的等级。如淬火马氏体等级、残留奥氏体数量、未溶铁素体数量、碳化物的分布及形态等所作的规定。当超过这些规定时，尽管硬度检查通过，组织检查仍为不合格品。常见的组织缺陷如粗大淬火马氏体（过热）、渗碳钢及工具钢淬火后的网状碳化物及大块碳化物、调质钢中的大块自由铁素体、高速钢返修淬火后的萘状断口（有组织遗传性的粗大马氏体）及工具钢淬火后残留奥氏体量过多等等。

1.2.4　淬火时的畸变和开裂

（1）淬火畸变

1）一般规律。淬火加热和冷却，尤其是冷却过程中产生的热应力和组织应力都会使淬火工件的形状和尺寸发生变形，形成畸变。组织应力主要由于相变产生的组织与原始组织比容积有差别的缘故。表3.1-20所列为钢中各种组织在常温下的比容积。不同碳含量的钢马氏体转变的体积变化列于表3.1-21。碳素工具钢发生的各种组织转变的尺寸变化列于表3.1-22。表3.1-23列出了几种简单形状工件由热应力、组织应力和组织转变体积效应引起的形状和尺寸畸变特征。

表3.1-20　钢中各种组织组成物的比容积

组成物	w（C）/%	比容积/$cm^3\cdot g^{-1}$
奥氏体	0～2	0.1212＋0.003 3（%C）
马氏体	0～2	0.127 1＋0.002 5（%C）
铁素体	0～0.02	0.127 1
渗碳体	6.7±0.2	0.136±0.001
ε碳化物	8.6±6.7	0.140±0.002
珠光体		0.127 1＋0.000 5（%C）

表3.1-21　马氏体转变时的体积变化

钢的碳含量（质量分数）/%	马氏体的密度/$g\cdot cm^{-3}$	退火态的密度/$g\cdot cm^{-3}$	生成马氏体的体积变化/%
0.1	7.918	7.927	＋0.113
0.3	7.889	7.921	＋0.401
0.6	7.840	7.913	＋0.923
0.85	7.808	7.905	＋1.227
1.00	7.778	7.901	＋1.557
1.30	7.706	7.892	＋2.576

表3.1-22　碳素工具钢组织转变引起的尺寸变化

组织转变	体积变化/%	尺寸变化/%
球化组织→奥氏体	－4.64＋2.21（%C）	－0.015 5＋0.007 4（%C）
奥氏体→马氏体	4.64－0.53（%C）	0.015 5＋0.001 8（%C）
球化组织→马氏体	1.68（%C）	0.005 6（%C）
奥氏体→下贝氏体	4.64－1.43（%C）	0.015 6－0.004 8（%C）
球化组织→下贝氏体	0.78（%C）	0.002 6（%C）
奥氏体→铁素体＋渗碳体	4.64－2.21（%C）	0.015 5－0.007 4（%C）
球化组织→铁素体＋渗碳体	0	0

表3.1-23　工件淬火变形特征

零件类别	轴类	扁平形	正方形	圆（方）孔体	扁圆（方）孔体
原始状态					
热应力作用					
组织应力作用					
体积效应作用					

注：1. 当圆（方）孔体的内径 d 很小时，则变形规律如轴类或正方体类；当扁圆（方）孔体的内径 d 很小时，则其变形规律如扁平体。

2. “－”表示收缩趋向，“＋”表示胀大趋向。

2）减小畸变的措施

① 合理选择钢材与正确设计。对于形状复杂、各部位截面尺寸相差较大而又要求畸变极小的工件，应选用淬透性较好的合金钢，以便能在缓和的淬火介质中冷却。零件设计时应尽量减小截面尺寸的差异，避免薄片和尖角。必要的截面变化应平滑过渡，尽可能对称，有时可适当增加工艺孔。

② 正确锻造和进行预备热处理。对高合金工具钢，锻造工艺的正确执行十分重要，锻造时必须尽可能改善碳化物分布，使之达到规定的级别。高碳钢球化退火有助于减小淬火畸变。采用消除内应力退火，去除机械加工造成的内应力，也可减小淬火畸变。

③ 采用合理的热处理工艺。为了减小淬火畸变，可适当降低淬火加热温度。对于形状复杂或用高合金钢制作的工件，应采用一次或多次预热。预冷淬火、分级淬火和等温淬火都可以减小工件的畸变。

3）淬火畸变的矫正

① 热压矫正，使工件在机械压力作用下冷却或在冷至接近 M_s 时加压矫正，可利用奥氏体的塑性消除或减小淬火工件的畸变。

② 热点矫正，用氧乙炔火焰在工件的凸起侧局部短时加热，利用局部加热和冷却的内应力实现矫正。热点矫正的要点是：

a）热点大小以 ϕ4～8 mm为宜。

b）对一般结构钢，热点温度以750～800℃为宜，工具钢可稍微降温。

c）碳钢矫正后采用水冷，合金钢用压缩空气冷却。

d）应根据变形的几何特征考虑热点顺序。沿全长均匀

弯曲时，先点最凸处，然后向两端对称地进行热点。工件局部急弯时，采用局部连续热点。热点法一般适用于中小型轴类零件。

③ 反击矫正，将畸变工件置于平板上，用淬过火的扁嘴钢锤敲击凹处，使之伸展而变直。这种方法适用于淬火后硬度较高、直径在 30 mm 以下的轴类、杆类工件。

④ 冷压矫正，将工件于冷态在压力机上矫正。这种方法用于硬度不高或淬硬层较浅的工件。

⑤ 回火矫正，在回火过程中加压矫正。这种方法对薄片类工件特别适宜。

(2) 淬火开裂

1) 淬火裂纹的类型及形成原因　淬火裂纹类型及与内应力的联系见图 3.1-16，裂纹形成条件见表 3.1-24。

表 3.1-24　淬火裂纹形成条件

裂纹类型	形成条件及裂纹特征
纵向裂纹	常发生于淬透的工件，或原材料中碳化物带状偏析严重，或非金属夹杂物纵向延伸，由表面向内裂开，裂纹深而长
弧形裂纹	常发生于未淬透的工件或渗件，裂纹位于工件弯角处，隐藏于一定深度下的表层中
网状裂纹	表层脱碳的工件易产生这种裂纹，化学热处理，高频感应加热淬火工件也常产生这种裂纹，裂纹位于工件表面，深度为 0.01 ~ 2 mm
剥离裂纹	出现于表面淬火工件或化学热处理工件，剥离层为淬硬层或扩散硬化层
显微裂纹	出现于高碳钢针状马氏体中，粗大奥氏体晶界上或晶内存在组织缺陷处

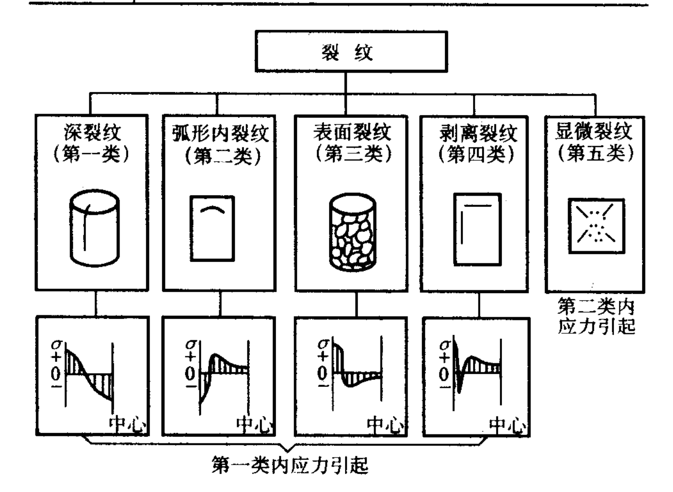


图 3.1-16　淬火裂纹类型及形成裂纹的内应力

2) 防止淬火开裂的措施

① 合理设计工件结构，工件截面应均匀，避免尖锐的棱角，防止应力集中。

② 合理选择钢材，适当采用淬透性较大、过热敏感性小、脱碳敏感性小的钢材，以减小淬火应力。

③ 正确制订淬火工艺，应注意以下要点，尽可能降低淬火加热温度。M_s 以上快速冷却，增大表面的压缩内应力。M_s 以下缓慢冷却，减小组织应力。淬火冷至 60 ~ 100℃时立即回火以降低残余内应力。

1.3　钢的回火

1.3.1　钢在回火时的转变

淬火钢获得的马氏体及残留奥氏体都属于介稳相，回火时它们将发生一系列转变。钢淬火组织在回火过程中的转变见表 3.1-25。

表 3.1-25　铁基合金淬火后回火过程转变的组织转变

阶　段	回火温度/℃	组织转变	
		低碳板条马氏体	高碳片状马氏体
回火准备阶段{碳原子偏聚}	25 ~ 100	C (N) 原子在位错线附近间隙位置偏聚 C 质量分数 < 0.25% 时钢中不出现碳原子集群	碳原子集群化形成预脱溶原子团，进而形成长程有序化或调幅结构
回火第一阶段(马氏体分解)	100 ~ 250	C 质量分数 = 0.2% 钢中碳原子继续偏聚而不析出	100℃左右马氏体内共格析出 C 质量分数 = 0.2% ~ 0.3%h 上述组织称为回火马氏体
回火第二阶段(残留奥氏体分解)	200 ~ 300	C 质量分数 < 0.4% 淬火钢中不出现残留奥氏体	C 质量分数 > 0.4% 钢中残留奥氏体分解为下贝氏体
回火第三阶段(渗碳体形成)	250 ~ 400	在碳原子偏聚区直接形成渗碳体 (θ—碳化物)	在$(112)_M$,$(110)_M$ 晶面上及马氏体晶界上析出片状渗碳体 (θ - 碳化物) 400℃左右渗碳体聚合、变粗并球化，但回火后铁素体中仍保留马氏体晶体外形
回火第四阶段	400 ~ 600	位错胞及胞内位错线逐渐消失，片状渗碳体球状化，内应力消除。但仍保留马氏体外形	
	500 ~ 600	形成合金碳化物，(二次硬化) 仅在含 Ti, Cr, Mo, V, Nb、W 的钢中出现，Fe_3C 可溶解	
	600 ~ 700	α 再结晶和晶粒长大，球状 Fe_3C 粗化，在中碳和高碳钢中再结晶被抑制，形成等轴铁素体	

回火转变各阶段的特点如下。

1) 马氏体分解，ε 碳化物的沉淀　碳钢马氏体在 100℃左右分解成 C 质量分数 = 0.2% ~ 0.3% 的低碳马氏体及在 < {100} M 晶面和晶体缺陷处析出的密排六方 ε 相碳化物。在 C 质量分数 = 1.3% 钢中经 Jack 测定两者保持以下位向关系

$$(0001)_\varepsilon // (011)_M$$
$$(10\bar{1}0)_\varepsilon // (211)_M$$
$$(\bar{1}2\bar{1}0)_\varepsilon // (11\bar{1})_M$$

ε 相的化学成分尚无统一的结论，用不同方法测定结果分别为 Fe2.4C，Fe2.2C，Fe2.1C 等。ε 碳化物在马氏体内的沉淀呈针状。一般到 > 300℃时才消失。在硅含量高的钢中可保持到较高温度。

2) 渗碳体的形成，在马氏体回火的第三阶段 (250 ~ 400℃)，马氏体中碳含量进一步降低，位错重新排列，密度下降，并在孪晶面上沉淀 χ 相碳化物，它属于单斜结构，化学式为 Fe_5C_2，惯习面为 {112} M，随回火温度升高，χ 相碳化物由 5 nm 增大到 90 nm 与基体的位向关系是

$$(100)_\chi // (121)_M \quad (010)_\chi // (101)_M$$

$[001]_\chi // [\bar{1}11]_M$

回火第三阶段后期，χ相碳化物原位转化为渗碳体（θ相碳化物）。θ相碳化物也可由ε（η）碳化物直接形成，与基体保持下列位向关系

$$\left.\begin{array}{l}(112)_M // (001)_\theta \\ [11\bar{1}]_M // (010)_\theta\end{array}\right\}\text{（Багаряцкий 关系）}$$

$$[110]_M // [100]_\theta$$

惯习面为{112}M，在位错附近沉淀时，θ相碳化物与母相还可保持以下关系，

$$(101)_M // (103)_\theta，[11\bar{1}]_M // [010]_\theta$$

此时，θ相碳化物的惯习面为$\{110\}_M$。

3）合金碳化物的形成及二次硬化，在含有较多碳化物形成元素的合金钢中，>500℃回火时渗碳体溶解，形成细小、弥散分布的合金碳化物。合金碳化物形成的顺序参见表3.1-26。

表3.1-26　合金碳化物形成顺序

成分（质量分数）/%	合金碳化物形成顺序
Fe-2V-0.2C	$Fe_3C \to VC$ 或 V_4C_3
Fe-4Mo-0.2C	$Fe_3C \to Mo_2C \to M_6C$
Fe-6W-0.2C	$Fe_3C \to W_2C \to M_{23}C_6 \to M_6C$
Fe-12Cr-0.2C	$Fe_3 \to Cr_7C_3 \to Cr_{23}C_6$

合金碳化物的弥散析出可使某些高合金钢出现二次硬化现象。

合金元素对马氏体回火过程的影响见表3.1-27。

表3.1-27　合金元素对回火过程的影响

合金元素	作　用
硅	溶入ε相碳化物，使其稳定性提高，延长第一阶段时间，并提高第三阶段温度
镍、钴、铝	非碳化物形成元素，对回火三个阶段有延缓作用，铝显著阻止ε→θ相碳化物的转化
铬	既能形成合金化物，又可溶入渗碳体，推迟回火三个阶段，增加马氏体回火抗力，C12%（质量分数）钢在450℃出现二次硬化现象，但Cr_7C_3极易粗化
锰	大量溶入渗碳体中，降低ε→θ转化温度，其作用与铬、铝、硅作用相反
钼、钨、钒、钛、铌	强烈形成碳化物元素，不溶于渗碳体中，>400℃分别形成稳定碳化物并造成二次硬化（形成Mo_2C、V_4C_3、W_2C、TiC、NbC等）

4）残留奥氏体的分解，C高于0.4%（质量分数）的钢淬火后都存在残留奥氏体。在200～300℃回火时，残留奥氏体转变为下贝氏体。低碳钢淬火马氏体板条边界经常存在少量残留奥氏体薄片，它的存在可显著改善低碳马氏体钢的韧性，某些高合金钢残留奥氏体相对稳定，需经多次回火或冷处理才能将大部分转变为马氏体或下贝氏体。

5）回复、再结晶和晶粒长大，高于400℃回火后，板条马氏体内部的位错缠结和位错胞壁消失。继续升高温度可使低碳钢中保留马氏体板条形貌的铁素体发生再结晶而形成等轴或多边形铁素体。

在中高碳钢及高合金钢中，碳化物析出引起的晶界钉扎作用及铁原子迁移激活能的提高，使再结晶过程受到抑制，只能在更高的温度下进行，再结晶晶粒将迅速长大。

1.3.2　回火工艺

（1）回火的主要目的

工件淬火后进行回火的主要目的是：

1）消除淬火时产生的残余内应力，提高材料的塑性和韧性。

2）获得良好的综合力学性能。

3）稳定工件尺寸，使钢的组织在工件使用过程中不发生变化。

（2）回火工艺参数

1）回火温度，常用钢回火温度与硬度的关系见表3.1-28。

2）回火时间，从工件入炉后炉温升至回火温度时开始计算。回火时间一般为1～3 h，可参考经验公式加以确定

$$t_n\ (\text{min}) = K_n + A_n D$$

式中，t_n为回火时间，min；K_n为回火时间基数；A_n为回火时间系数；D为工件有效厚度，mm。K_n和且A_n推荐值见表3.1-29。

3）回火后的冷却，钢制工件回火后多采用空冷。不允许重新产生内应力的工件应缓冷。对高温回火脆性敏感的钢，450～650℃回火后应油冷。

4）回火的应用，各种工件的回火温度范围、回火后钢的组织、以及回火目的见表3.1-30。高铬冷作模具钢和高速钢淬火后须经2～3次回火，以充分发挥二次硬化效果和降低残留奥氏体量。

1.3.3　钢回火后的力学性能

1）硬度　钢的硬度随回火温度的上升而下降（见图3.1-17）。碳含量高的碳钢在ε碳化物析出时硬度略有上升。含有强碳化物形成元素的合金钢，在形成特殊碳化物时发生"二次硬化"，硬度上升如图3.1-18所示。高速钢等高合金钢中残留奥氏体量较多，且十分稳定，其中一部分残留奥氏体在回火后虽未充分分解，但冷却后转变为马氏体，使钢的硬度升高。

表3.1-28　常用钢根据硬度选用的回火温度

钢　号	回火温度/℃								备　注
	25～30 HRC	30～35 HRC	35～40 HRC	40～45 HRC	45～50 HRC	50～55 HRC	55～60 HRC	>60 HRC	
35	520	460	420	350	290	<170			
45	550	500	450	380	320	240	<200		
50	560	510	460	390	330	240	180		
60	620	600	520	400	360	310	250	180	
T8、T8A	580	530	470	430	380	320	230	<180	
T10、T10A	580	540	500	450	400	340	260	<200	

续表 3.1-28

钢　号	回火温度/℃								备　注
	25 ~ 30 HRC	30 ~ 35 HRC	35 ~ 40 HRC	40 ~ 45 HRC	45 ~ 50 HRC	50 ~ 55 HRC	55 ~ 60 HRC	> 60 HRC	
T12、T12A	580	540	490	430	380	340	260	< 200	
40Cr	650	580	480	450	360	200	< 160		
30CrMnSi	620	530	500	480	230	200			
35CrMo	600	550	480	400	300	200			
42CrMo	620	580	500	400	300		180		
40CrNi	580	550	460	420	320	200			
40CrNiMoA	640	600	540	480	420	320			
38CrMoAlA		680	630	530	430	320	200		
40MnVB	600	460							
65Mn	600	640	500	440	380	300	230	< 170	
60Si2Mn	660	620	590	520	430	370	300	180	
50CrV	650	560	500	440	400	280	180		
GCr9		550	500	460	410	350	270	< 180	
GCr15	600	570	520	480	420	360	280	< 180	
GCr15SiMn				480	420	350	280	< 180	
Cr6WV		700	650	600	540	450	250	< 180	
9Mn2V				500	400	320	250	< 180	
9SiCr	670	620	580	520	450	380	300	100	
CrMn		590	540	490	430	340	280	< 180	
CrWMn	660	640	600	540	500	380	280	< 220	
Cr12 Cr12MoV		720	680	630	560	520	250	< 180	1 000℃以下淬火
		750	700	650	600	550		525 （二次）	1 000℃以下淬火
		740	670	630	600	530	300	< 180	
Cr12MoV		770	710	650	610	500 或 580		550	
Cr12Mo					600	530	300 ~ 480	< 230 525（三次）	59 ~ 61HRC
9CrWMn		620	570	520	470	370	250	< 200	
6SiMnV		600	530	470	400				
5CrMnMo		580	540	480	420	300	< 200		
5CrNiMo	700	600	550	450	380	280	< 200		
4CrW2Si		600	550	480	420	< 300			
3Cr2W8V			700	640	540	< 200			
W18Cr4V				720	700	680	650	550 ± 10 （三次）	
W9Cr4V2						670	640	550 ± 10 （三次）	
W6Mo5Cr4V2								570 ± 10 （三次）	
2Cr13	630	610	580		260 ~ 480	180			
4Cr13	630	610	580	550	520	200 ~ 300			
9Cr18					580	320，530	100 ~ 200	< 100	
4Cr9Si2	800	700	600	500	380	300	< 190		

表 3.1-29　K_n 及 A_n 推荐值

回火条件	300℃以上		300～450℃		450℃以上	
	箱式电炉	盐浴炉	箱式电炉	盐浴炉	箱式电炉	盐浴炉
K_n/min	120	120	20	15	10	3
A_n/min·mm^{-1}	1	0.4	1	0.4	1	0.4

表 3.1-30　各种工件的回火温度及回火目的

工件名称	回火温度/℃	回火组织	回火目的	工艺名称
工具、轴承、渗碳件及碳氮共渗件表面淬火件	150～250	回火马氏体	在保持高硬度的条件下，使脆性有所降低，残余内应力有所减小	低温回火
弹簧、模具等	350～500	回火托氏体	在具有高屈服强度及优良弹性的前提下使钢具有一定塑性和韧性	中温回火
主轴、半轴、曲柄连杆、齿轮等重要零件	500～650	回火索氏体	使钢既有较高的强度又有良好的塑性和韧性	高温回火
切削加工量大而变形要求严格的工件及淬火返修件	600～760		消除内应力	去应力回火
精密工模具、机床丝杠、精密轴承	120～160℃长期保温	稳定化的回火马氏体及残留奥氏体	稳定钢的组织及工件尺寸	稳定化处理

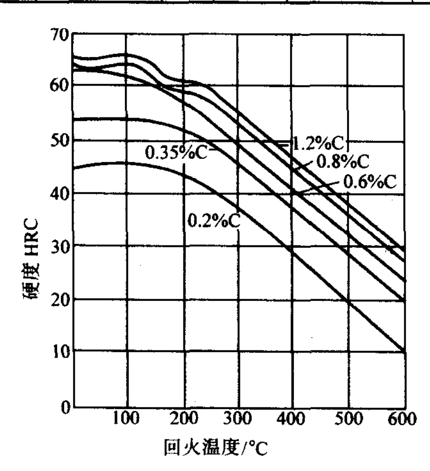


图 3.1-17　碳钢的回火硬度曲线

注：图中碳元素含量为质量分数

2）强度及塑性　碳钢在较低温度下回火后强度略有提高，塑性基本不变，回火温度进一步提高时强度下降而塑性上升，如图 3.1-19，图 3.1-20 所示。几种结构钢力学性能变化与回火温度的关系见图 3.1-21。高速钢淬火低温回火和多次回火后的力学性能列于表 3.1-31。

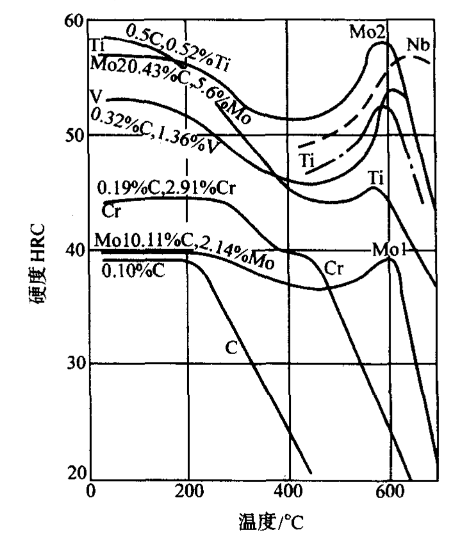


图 3.1-18　几种合金钢的回火硬度曲线

注：图中各元素含量为质量分数

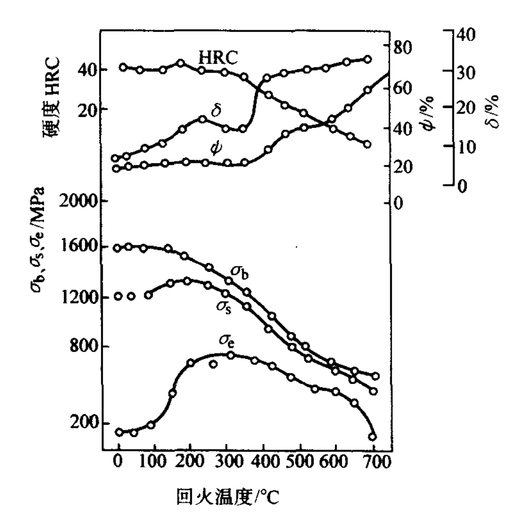


图 3.1-19　C 质量分数 = 0.25% 碳钢拉伸性能与回火温度的关系

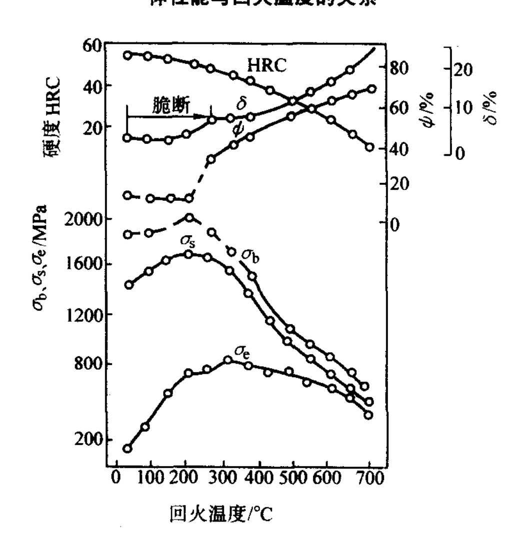


图 3.1-20　C 质量分数 = 0.41% 碳钢拉伸性能与回火温度的关系

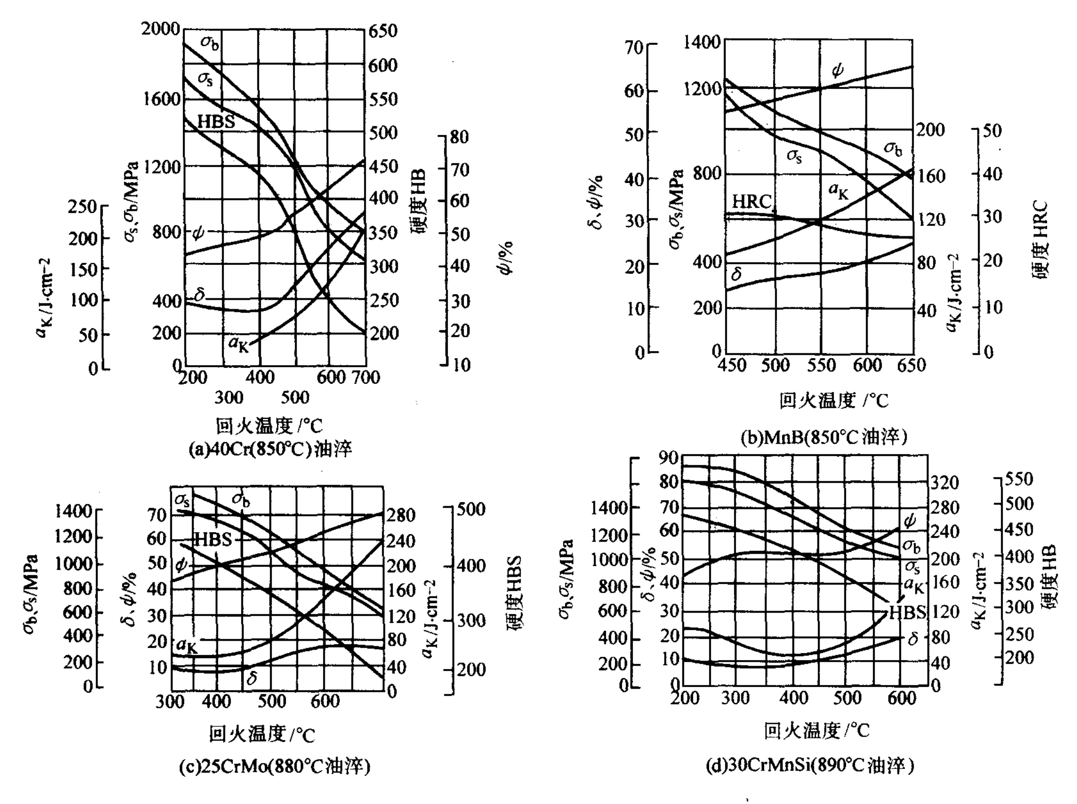


图 3.1-21　几种结构钢力学性能与回火温度的关系

表 3.1-31　高速钢低温回火与多次回火后的力学性能

钢号	回火工艺	抗弯强度 σ_{bb}/MPa	冲击韧度 a_K/J·cm^{-2}	硬度 HRC	620℃×4 h 加热后的硬度 HRC
W18Cr4V	560℃ × 1 h，三次	2 100	33	64	59
	350℃ × 1 h，一次 + 560℃ × 1 h，三次	2 150	36	65	60～61

3）韧度　碳钢及一种铬镍钢的冲击值-回火温度曲线见图 3.1-22 和图 3.1-23。曲线表明，在 250～400℃回火后韧度下降，此时的脆性称为第一类回火脆性或回火马氏体脆性，铬镍钢在 450～600℃回火时韧度再次下降，由此产生的脆性称为第二类回火脆性或高温回火脆性。

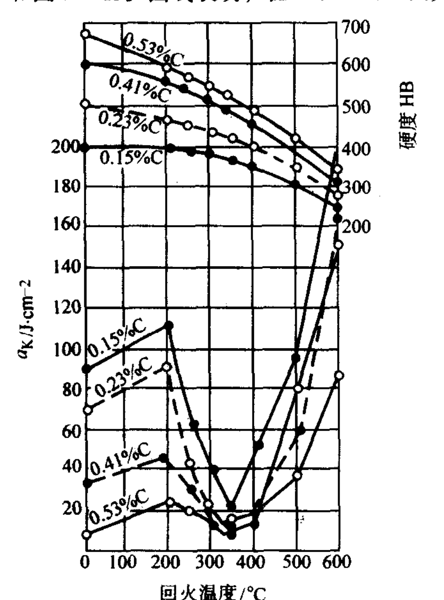


图 3.1-22　四种碳钢回火后的冲击韧度

注：图中的碳含量为质量分数

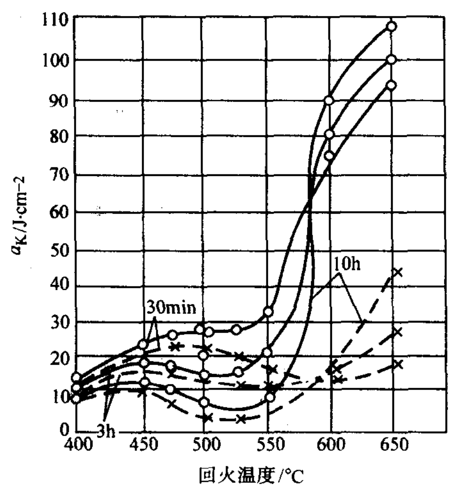


图 3.1-23　铬镍钢回火后的冲击韧度

质量分数 C0.35%；Mn0.52%；Si0.24%；Ni3.44%；Cr1.05%；P0.010%；S0.020%

实线—回火后水冷；虚线—回火后炉冷

1.3.4　回火缺陷与预防

回火后常见的缺陷主要有以下几类。

1）硬度不合格，回火后硬度偏高或偏低，或是硬度不均匀，后者大多是在成批回火零件中在同一批内出现，主要原因是炉温不均匀、回火温度规定错误或炉温失控造成。同批零件回火硬度不均，大多是由于回火炉本身温度不均匀造成，如炉气循环不均匀，装炉量过大等。

2）畸变，主要由于淬火应力在回火过程中重新分布引起，因之对形状扁平、细长零件要采用加压回火或趁热校直

等办法弥补。

3）回火脆性，碳钢在200～400℃温度范围内回火，室温冲击韧度出现低谷，称为回火马氏体脆性（TM6）又称第一类回火脆性，在合金钢中，该类脆性发生温度范围稍高，约在250～450℃之间。某些合金钢的在350～525℃之间回火，或在稍高温度下回火后缓慢冷却。通过上述温度范围时，会出现冲击韧度下降现象，这类已脆化的钢再次重新加热至预定回火温度（稍高于脆化温度范围）然后快冷至室温，脆性消失。这类回火脆性称为马氏体的高温回火脆性或第二类回火脆性，也叫可逆回火脆性。

第一类回火脆性（回火马氏体脆性），造成该类回火脆性的机理尚未完全统一，下列三种理论都有一定试验根据；①片状碳化物沉淀理论；②杂质元素晶界偏聚理论；③残留奥氏体薄膜分解理论。

第二类回火脆性（马氏体高温回火脆性），现已查明这类脆性是由于Sn、Sb、As、P等杂质偏聚在原奥氏体晶界引起的。研究还表明合金元素对这类回火脆有重大影响。具体表现如下：

① 脆化元素有氢、氮、硅、铋、硫、磷、砷、锡、锑、硒等。

② 促进偏聚元素为铬。

③ 复合偏聚元素有锰和镍。

④ 增加晶界结合力元素为碳。

⑤ 阻止偏聚元素有钼和钛。

一般合金元素是在奥氏体化过程中向晶界偏聚，而杂质元素是在脆化处理过程中向晶界偏聚的。用俄歇能谱仪研究发现，合金元素镍、铬、锰等与杂质元素（磷、锑、砷、锡等）协同在晶界偏聚对高温回火脆性的影响更为显著，钼对抑制高温回火脆性有显著的作用。钢中加入Mo0.3%～0.5%（质量分数）即可。过量后形成Mo_2C反而使回火脆性倾向增加。

除上述理论之外，第二类回火脆性机理还有以下两种理论，一是碳化物-铁素体界面开裂理论。该理论认为碳化物沉淀时杂质被排斥到碳化物-铁素体界面上铁素体一侧，杂质在上述地点的浓缩形成了低能断裂的通道。第二种理论称为位错模型理论，该学说认为杂质原子钉扎位错造成回火脆性，并认为碳化物钉扎位错也是第二类回火脆的原因。以上两种学说并未获得广泛的承认。

除采用合金化及在回火脆性温度以上温度快冷可抑制脆性外，采用两相区热处理也可防止回火脆性，即在淬火回火处理中增加一次在两相区（α+γ）温度的加热淬火处理。由于沿奥氏体晶界产生了许多相当于14～16级极细晶粒度的小奥氏体晶粒，从而使杂质原子在晶界上偏聚量分散减少，同时也增大了疲劳裂纹扩展的阻力。

总之，产生第一类回火脆性的零件，需重新加热淬火，产生第二类回火脆性的零件应重新回火和回火后快速冷却。

4）网状裂纹，在高速钢、高碳钢中若表面脱碳，则在回火时内层比容变化大于表层，在表面形成多向拉应力而形成网状裂纹。同时由于回火时表面加热速度过快，产生表层快速优先回火而形成多向拉应力，也会形成网状裂纹。

对于高碳、高合金钢制造的复杂刀具、模具及高冷硬轧辊，由于淬火应力很大，如果没有在淬火后及时回火，将随时有开裂的危险。

2 铸铁的热处理

2.1 铸铁的分类和应用

铸铁是一种以铁、碳、硅为基础的复杂的多元合金，其碳含量（质量分数）一般在2.0%～4.0%的范围。除碳、硅以外，铸铁中还存在锰、磷、硫等元素。表3.1-32是典型普通铸铁的化学成分范围。

铸铁的分类方法较多，表3.1-33是按铸铁的断口特征、成分特征、生产方法和组织性能进行的分类。

表3.1-32 典型普通铸铁的化学成分范围（质量分数） %

铸铁类型	C	Si	Mn	P	S
灰铸铁	2.5～4.0	1.0～3.0	0.2～1.0	0.002～1.0	0.02～0.25
球墨铸铁	3.0～4.0	1.8～2.8	0.1～1.0	0.01～0.1	0.01～0.03
可锻铸铁	2.2～2.9	0.9～1.9	0.15～1.2	0.02～0.2	0.02～0.2
蠕墨铸铁	2.5～4.0	1.0～3.0	0.2～1.0	0.01～0.1	0.01～0.03
白口铸铁	1.8～3.6	0.5～1.9	0.25～0.8	0.06～0.2	0.06～0.2

表3.1-33 铸铁的分类

分类方法	分类名称	说明
按断口颜色不同而分	灰铸铁	这种铸铁中的碳大部分或全部以自由状态的片状石墨形式存在，其断口呈暗灰色，故称为灰铸铁。它有一定的力学性能和良好的可加工性，是工业上应用最普遍的一种铸铁
	白口铸铁	白口铸铁是组织完全没有或几乎没有石墨的一种铁碳合金，其中碳全部以渗碳体形式存在，断口呈白亮色，因而得名。这种铸铁硬而且脆，不能进行切削加工，工业上很少直接应用它来制作机械零件。在机械制造中，有时仅利用它来制作需要耐磨而不承受冲击载荷的机件，如拉丝板、球磨机的铁球等，或用激冷的办法制作内部为灰铸铁组织，表层为白口铸铁组织的耐磨零件，如火车轮圈、轧辊、犁铧等。这种铸铁具有很高的表层硬度和耐磨性，通常又称为激冷铸铁或冷硬铸铁
	麻口铸铁	这是介于白口铸铁和灰铸铁之间的一种铸铁，它的组织由珠光体+渗碳体+石墨组成，断口呈灰白相间的麻点状，故称麻口铸铁，这种铸铁性能不好，极少应用
按化学成分不同而分	普通铸铁	普通铸铁是指不含合金元素的铸铁，一般常用的灰铸铁、可锻铸铁、激冷铸铁和球墨铸铁等，都属于这一类铸铁
	合金铸铁	它是在普通铸铁内有意识地加入一些合金元素，借以提高铸铁某些特殊性能而配制成的一种高级铸铁，如各种耐蚀、耐热、耐磨的特殊性能铸铁，都是属于这一类型的铸铁
按生产方法和组织性能的不同而分	普通灰铸铁	（参见“灰铸铁”）
	孕育铸铁	孕育铸铁又称变质铸铁，它是在灰铸铁的基础上，采用“变质处理”，即是在铁液中加入少量的变质剂（硅铁或硅钙合金），造成人工晶核，使能获得细晶粒的珠光体和细片状石墨组织的一种高级铸铁。这种铸铁的强度、塑性和韧性均比一般灰铸铁要好得多，组织也较均匀一致，主要用来制造力学性能要求较高而截面尺寸变化较大的大型铸铁件

续表 3.1-33

分类方法	分类名称	说　明
按生产方法和组织性能的不同而分	可锻铸铁	可锻铸铁是由一定成分的白口铸铁经石墨化退火后而成，其中碳分或全部呈团絮状石墨的形式存在，由于其对基体的破坏作用，较之片状石墨大大减轻，因而比灰铸铁具有较高的韧性，故又称韧性铸铁。可锻铸铁实际并不可以锻造，只不过具有一定的塑性而已，通常多用来制造承受冲击载荷的铸件
	球墨铸铁	球墨铸铁简称球铁。它是通过在浇注前往铁液中加入一定量的球化剂（如纯镁或其合金、硅铁或钙合金），以促进碳呈球状石墨结晶而获得的。由于石墨呈球形，应力则为减轻，它主要减小金属基体的有效截面积，因而这种铸铁的力学性能比普通灰铸铁高得多，也比可锻铸铁好。此外，它还具有比灰铸铁好的焊接性和接受热处理的性能；和钢相比，除塑性、韧性稍低外，其他性能均接近，是一种同时兼有钢和铸铁优点的优良材料，因此在机械工程上获得了广泛的应用
	特殊性能铸铁	这是一组具有某些特性的铸铁，根据用途的不同，可分为耐磨铸铁、耐热铸铁、耐蚀铸铁等等。这类铸铁大部分都属于合金铸铁，在机械制造上应用也较为广泛

2.2 铸铁热处理基础

铸铁的热处理工艺方法和钢的热处理工艺基本相似，但由于铸铁中石墨的存在以及化学成分等方面的差异，其热处理又具有一定的特殊性。主要表现在以下方面。

1）铸铁是 Fe-C-Si 三元合金，其共析转变发生在一个相当宽的温度范围内，在这个温度下铁素体＋奥氏体＋石墨的稳定平衡和铁素体＋奥氏体＋渗碳体的准稳定平衡。在共析温度范围内的不同温度点，都对应着不同的铁素体和奥氏体平衡量，这样，只要控制不同的加热温度和保温时间，就可获得不同比例的铁素体和珠光体基体组织，在较大幅度内调整铸铁的力学性能。

2）尽管铸铁总碳含量很高，但石墨化过程可使碳全部或部分以石墨形态析出，使它不仅具有类似低碳钢的铁素体组织，甚至可控制不同的石墨化程度，得到不同数量和形态的铁素体与珠光体（或其他奥氏体转变产物）的混合组织。从而使铸铁通过热处理，既可获得具有相当于高碳钢的性能，又可获得相当于中、低碳钢的性能，而钢则没有这种可能性。

3）铸铁奥氏体及其转变产物的碳含量可以在一个相当大的范围内变化。控制奥氏体化温度和加热、保温、冷却条件，可以在相当大的范围内调整和控制奥氏体及其转变产物的碳含量，从而使铸铁的性能可在较大的范围内进行调整。

4）与钢不同，铸铁中石墨是碳的集散地。相变过程中，碳常需作远距离的扩散，其扩散速度受温度和化学成分等因素的影响，并对相变过程及相变产物的碳含量产生很大的影响。

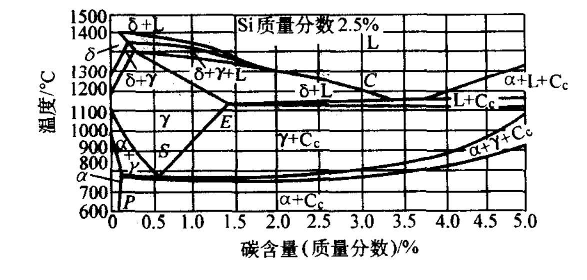
5）热处理不能改变石墨的形状和分布特性，而铸铁热处理的效果与铸铁基体中的石墨形态有密切关系。对于灰铸铁而言，热处理有一定的局限性。球墨铸铁中石墨形态有密切关系。对于灰铸铁而言，热处理有一定的局限性。球墨铸铁中石墨呈球状，对基体的削弱作用较小，因而凡能改变金属基体的各种热处理方法，对于球墨铸铁都非常有效。

铸铁的这些金相学特点和相变规律是铸铁热处理的理论基础，对于指导生产具有重要意义。

（1）Fe-C-Si 三元相图

图 3.1-24 和图 3.1-25 分别为不同硅含量的 Fe-C-Si 三元准稳定系相图和稳定系相图。

Fe-C-Si 三元相图与 Fe-C 二元相图的主要区别是共晶和共析转变不在恒温而是在一个温度范围内进行。在共晶温度范围内，液体、奥氏体、石墨（稳定系）或渗碳体（准稳定系）三相共存；在共析转变温度范围内，铁素体、奥氏体、石墨（稳定系）或渗碳体（准稳定系）三相共存。此外，共晶点和共析点的碳含量随硅含量的增加而减少；硅含量的增加还缩小了相图上的奥氏体区，当硅含量超过 10%（质量分数）以后，奥氏体区趋于消失，此种合金不出现奥氏体相。



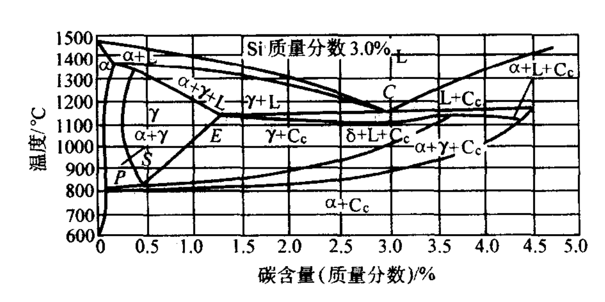


图 3.1-24 Fe-C-Si 三元准稳定系相图

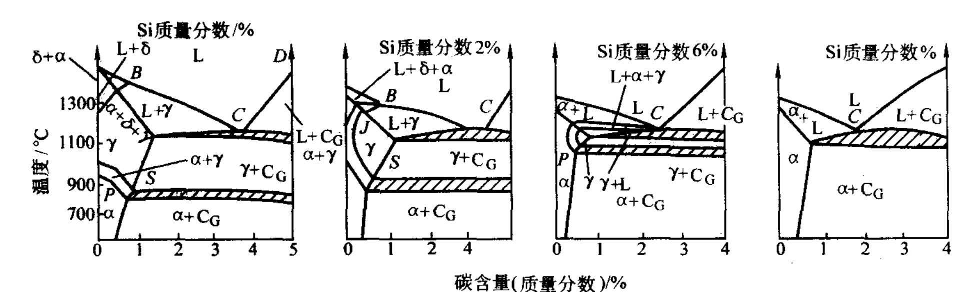


图 3.1-25 Fe-C-Si 三元稳定系相图

(2) 铸铁的共析温度范围及其影响因素

铸铁共析转变温度与化学成分、原始组织、石墨形状以及加热和冷却速度有关。由于铸铁共析转变发生在一个温度范围内，在此分别以 Ac_1 上限、Ac_1 下限和 Ar_1 上限、Ar_1 下限表示加热和冷却时的临界温度范围。表 3.1-34 所列为各种铸铁共析转变临界温度范围的参考数据。铸铁化学成分对共析转变温度范围的影响列于表 3.1-35。

硅含量增加，铸铁的共析临界温度升高，临界温度范围扩大，图 3.1-26 是不同硅含量的稀土镁球墨铸铁的临界温度曲线。

锰降低铸铁共析临界温度，图 3.1-27 是不同锰含量的稀土镁球墨铸铁的临界温度曲线。

磷和镁是提高铸铁共析临界温度的元素，镍显著降低临界温度，铜对铸铁共析临界温度没有显著的影响。

加热速度快，共析临界温度升高。盐浴炉加热比空气炉加热临界温度提高 10 ~ 15℃。冷却速度每增加 1℃/h，Ar_1 上限和 Ar_1 下限分别降低 0.5℃。

表 3.1-34 各种铸铁临界温度范围

铸铁类型	化学成分（质量分数）/%									临界温度/℃			
	C	Si	Mn	P	S	Cu	Mo	Mg	Ce	Ac_1 下限	Ac_1 上限	Ar_1 上限	Ar_1 下限
灰铸铁	3.15	2.2	0.67	0.24	0.11	—	—	—	—	770	830	—	—
	2.83	2.17	0.50	0.13	0.09	—	—	—	—	775	830	765	723
合金灰铸铁	2.86	2.27	0.50	0.14	0.09	0.7Cr	1.7Ni	—	—	770	825	750	700
	2.85	2.24	0.45	0.13	0.10	2.3Ni	0.09	—	—	780	830	725	625
	2.85	2.25	0.55	0.13	0.09	3.00	—	—	—	770	825	725	680
可锻铸铁	2.60	1.13	0.43	0.178	0.163	—	—	—	—	—	—	768	721
	2.35	1.31	0.43	0.134	0.170	—	—	—	—	—	—	785	732
球墨铸铁	3.80	2.42	0.62	0.08	0.033	—	—	0.041	0.035	765	820	785	720
	3.80	3.84	0.62	0.08	0.033	—	—	0.041	0.035	795	920	860	750
	3.86	2.66	0.92	0.073	0.036	—	—	0.05	0.04	755	815	765	675
合金球墨铸铁	3.50	2.90	0.265	0.08	—	0.62	0.194	0.039	0.038	790	840	—	—
	3.40	2.65	0.63	0.063	0.012 4	1.70	0.2	0.037	0.053	785	835	—	—

表 3.1-35 化学成分（质量分数）对共析转变温度范围的影响

元素	影响趋势	每 1%合金含量对临界温度的影响			
		加热 Ac_1		冷却 Ar_1	
		上限	下限	上限	下限
Si	提高，扩大	提高 40℃	提高℃	提高 37℃	提高 29℃
Mn	降低，缩小	降低 15 ~ 18℃		降低 40 ~ 45℃	
P	提高	P < 0.2%时，每增加 0.01%提高 2.2℃			
Ni	降低	降低 17℃	降低 14 ~ 23℃	—	—
Cu	< 0.8%时降低	降低 53℃	降低 76℃	—	—
	> 1.45%时提高	提高 5℃	提高 8℃		
Cr	提高	提高 40℃		—	—

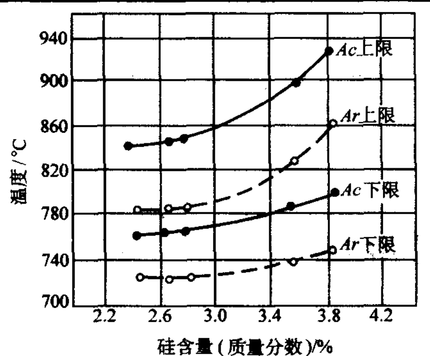


图 3.1-26 硅对临界温度的影响

注：图中各元素的成分为质量分数（%）

C3.8，Mn0.62，P0.08，Si0.033，Mg0.014，RE0.035

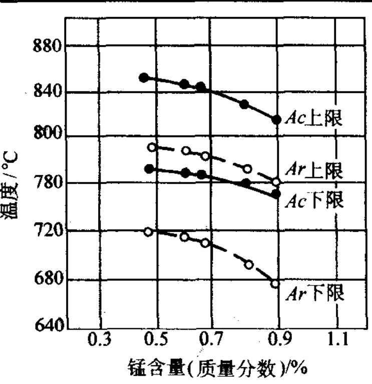


图 3.1-27 锰对临界温度的影响

注：图中各元素的成分为质量分数（%）

C3.86，Si2.66，P0.073，S0.036，Mg0.05，RE0.04

(3) 加热时的组织转变

铸铁的铸态组织主要在铁素体 + 石墨、铁素体 + 珠光体 + 石墨、珠光体 + 石墨三种，加热时铸铁组织的转变情况可归纳为三个方面。

1) 在临界温度（Ac_1 下限）以下加热时，共析渗碳体开始球化和石墨法，加热速度愈慢，球化和石墨化进行得愈强烈；加热温度提高，共析渗碳体的分解速度增加，珠光体的数量减少。铸铁中的硅是石墨化元素，可促进石墨化过程的进行，而锰、磷、铬等是稳定碳化物的元素，对石墨化过程有抑制作用，有利于珠光体的粒化。

2) 在临界温度范围内加热时，当加热温度超过临界温度 Ac_1 下限时，即开始铁素体向奥氏体转变的相变过程。在临界温度范围内，铁素体、奥氏体、石墨（稳定系）或渗碳体（准稳定系）三相共存。随着加热温度的升高，奥氏体的数量逐渐增加，而铁素体数量相应减少，直至加热到 Ac_1 上

限温度，铁素体完全消失。铸铁中奥氏体的形成过程符合一般的相变规律，即形核和长大。

3）当加热温度超过临界温度 Ac_1 上限时，铁素体和珠光体完全奥氏体化，铸铁原始组织中存在的自由（一次）渗碳体分解为奥氏体和石墨，即高温石墨化。随加热温度升高，石墨化过程加速，石墨表层一部分碳将溶入奥氏体中，使奥氏体中碳含量增加（沿相图中的 E_s 线变化）；同时，升高温度导致奥氏体晶粒长大和石墨的聚集。铸铁中的合金元素碳、硅、铜、铝、镍等促进石墨化过程，可加速渗碳体分解。而铬、钼、钒、硫等稳定碳化物的元素，则降低渗碳体的分解速度。

（4）冷却时的组织转变

铸铁件热处理后的冷却，主要分为以下 3 个阶段。

1）在临界温度以下冷却，随着温度的降低，过饱和的碳从奥氏体中析出。缓慢冷却时，析出反应按稳定系进行，碳以石墨形态析出；冷却速度加快，反应也可能按准稳定系进行析出渗碳体。

2）冷却到共析转变临界温度范围内，奥氏体开始转变成铁素体和石墨，形成奥氏体、铁素体和石墨三相组织共存。随温度降低，时间延长，铁素体数量增多。直至低于 Ar_1 下限温度时，奥氏体全部分解为铁素体和石墨。

3）冷却到共析转变临界温度以下慢冷时，奥氏体转变成铁素体和石墨；快冷时，将产生过冷奥氏体，在不同的温度和冷却速度下转变成不同的组织。

① 奥氏体等温转变。和钢的奥氏体等温转变过程相似，铸铁的过冷奥氏体等温转变可分为三个温度区域。即高温转变区（Ar_1 至 550℃左右），在此温度区间，奥氏体发生扩散分解，形成珠光体组织；中温转变区（500℃左右至 M_s 点），过冷奥氏体的等温转变产物为贝氏体；低温转变区（M_s 点以下），过冷奥氏体转变为马氏体。

铸铁的过冷奥氏体等温转变图如图 3.1-28、图 3.1-29 和图 3.1-30 所示。

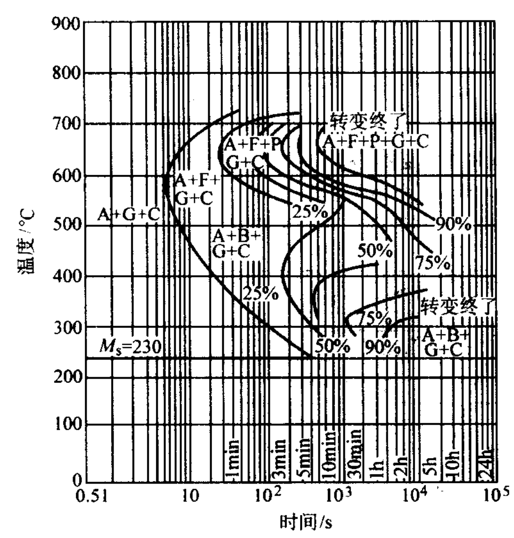


图 3.1-28 Cu-Mo 合金球墨铸铁奥氏体等温转变动力学曲线

注：图中的百分数为转变产物的体积分数，

其试件的化学万分（质量分数）为：

C 3.95% Si 2.6% Mn 0.71% Mo 0.41% Cu 0.92% S 0.018% P 0.08%

原始状态：铸态 奥氏体化 810℃ × 30 min 加热冷却速度 2 ~ 3℃/min

加热时共析转变临界温度：下限 Ac_1^s 770℃ 上限 Ac_1^z 880℃

冷却时共析转变临界温度：下限 Ar_1^s 770℃

A—奥氏体；B—贝氏体；C—渗碳体；F—铁素体；

P—珠光体；G—石墨；M_s—马氏体转变起始温度

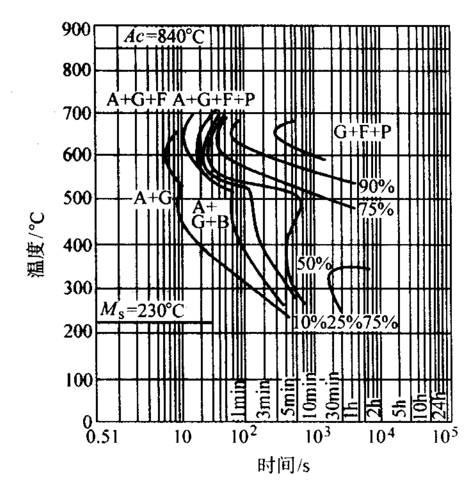


图 3.1-29 低 Cu-Mn-Mo 球墨铸铁奥氏体等温转变动力学曲线

注：图中的百分数为转变产物的体积分数，

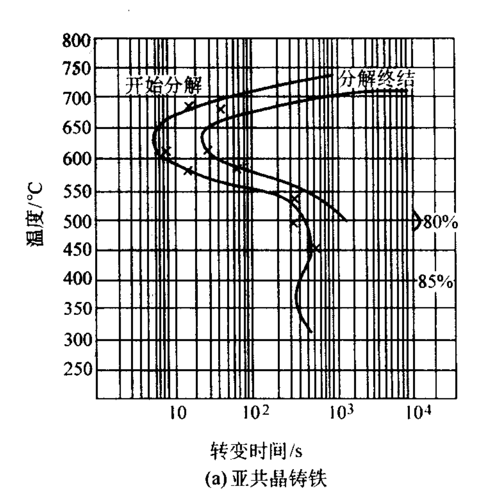
其试件的化学万分（质量分数）为：

C 3.5% Si 2.9% Mn 0.265% P 0.08% Mo 0.194% Cu 0.62%

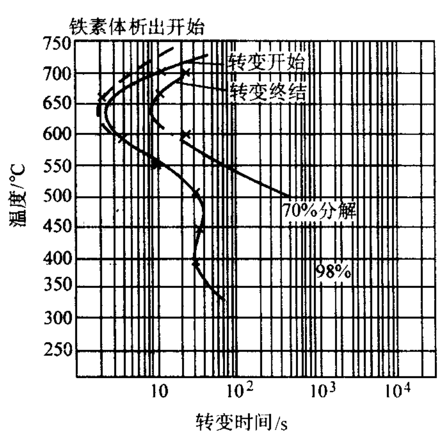
奥氏体化 880℃ × 20 min

A—奥氏体；B—贝氏体；C—渗碳体；F—铁素体；

P—珠光体；G—石墨；M_s—马氏体转变开始温度



(a) 亚共晶铸铁



(b) 过共晶铸铁

图 3.1-30 灰铸铁奥氏体转变动力学曲线

② 奥氏体连续冷却转变。几种球墨铸铁的过冷奥氏体连续冷却转变曲线示于图 3.1-31 ~ 图 3.1-37。奥氏体温度为 900℃，保温 20 min。图中曲线下端数字为硬度值（HV10）。

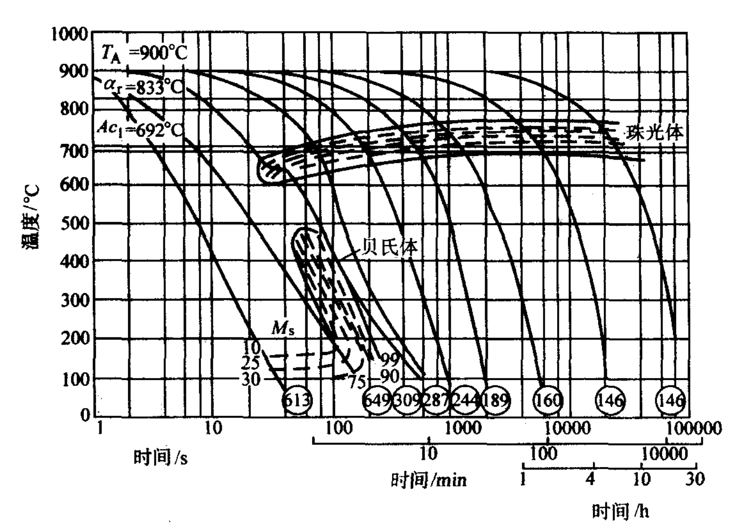


图 3.1-31 含 Si2.71%（质量分数）非合金化球墨铸铁连续冷却转变曲线和半冷时间-硬度曲线

试样成分为（质量分数）：C3.59%，Si0.29%，Mn0.022%，P0.024%，S0.007%，Cr0.04%，Ni0.03%，Mo0.022%，Mg0.024%

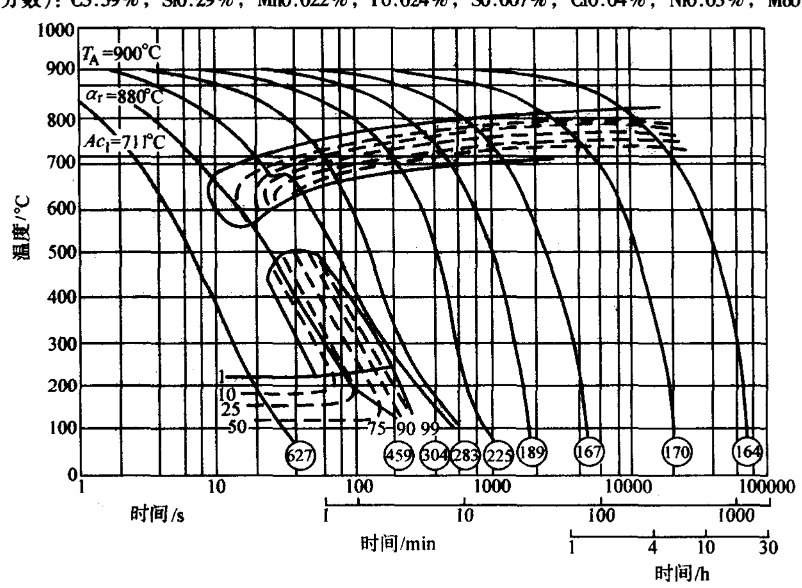


图 3.1-32 含 Si3.45%（质量分数）非合金化球墨铸铁连续冷却转变曲线和半冷时间-硬度曲线

试件成分为（质量分数）：C3.54%，Si3.45%，Mn0.31%，P0.024%，S0.005%，Cr0.04%，Ni0.04%，Mo0.022%，Mg0.023%

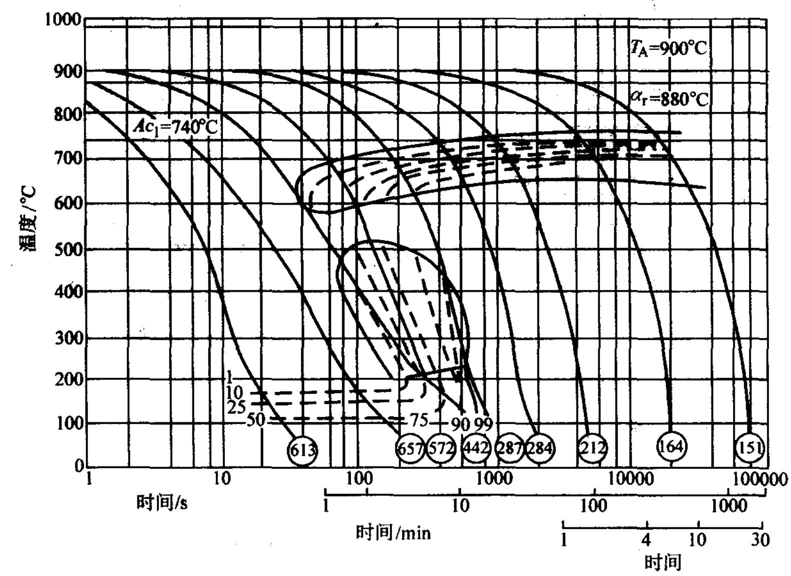


图 3.1-33 含 Mo0.25%（质量分数）钼球墨铸铁连续冷却转变曲线和半冷时间-硬度曲线

试件成分（质量分数）为：C3.33%，Si2.69%，Mn0.32%，P0.022%，S0.008%，Mo0.25%

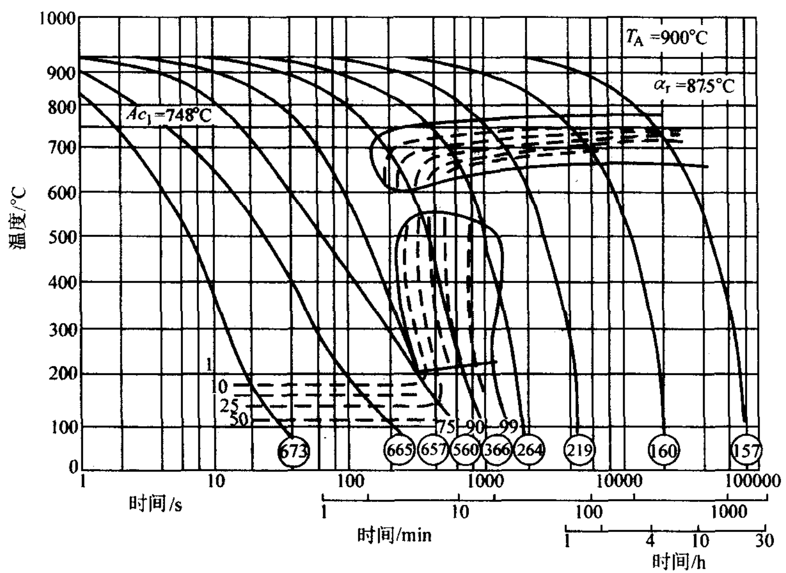


图 3.1-34　含 Mo0.75%（质量分数）钼球墨铸铁连续冷却转变曲线和半冷时间-硬度曲线

试件成分为（质量分数）：C3.33%，Si2.57%，Mn0.31%，P0.024%，S0.008%，Mo0.75%

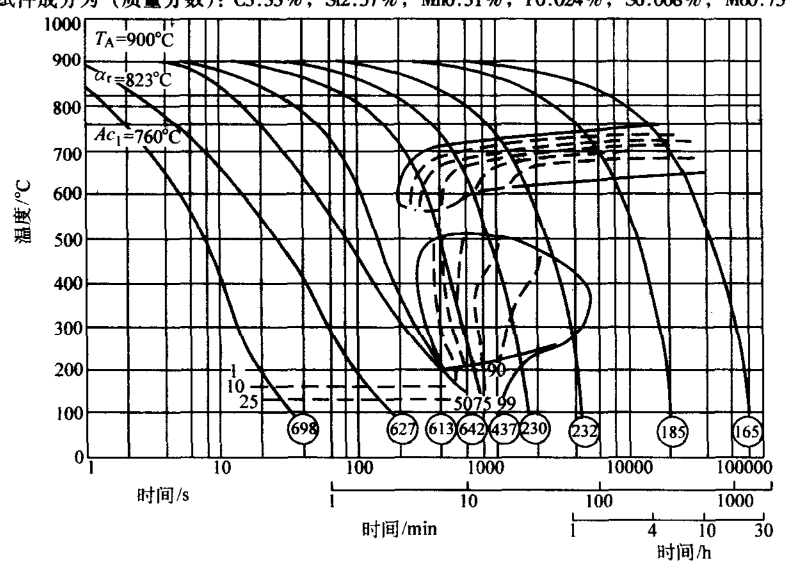


图 3.1-35　含 Mo0.5% Ni0.61%（质量分数）镍钼球墨铸铁连续冷却转变曲线和半冷时间-硬度曲线

试件成分为（质量分数）：C3.39%，Si2.45%，Mn0.32%，P0.023%，S0.011%，Ni0.61%，Mo0.50%

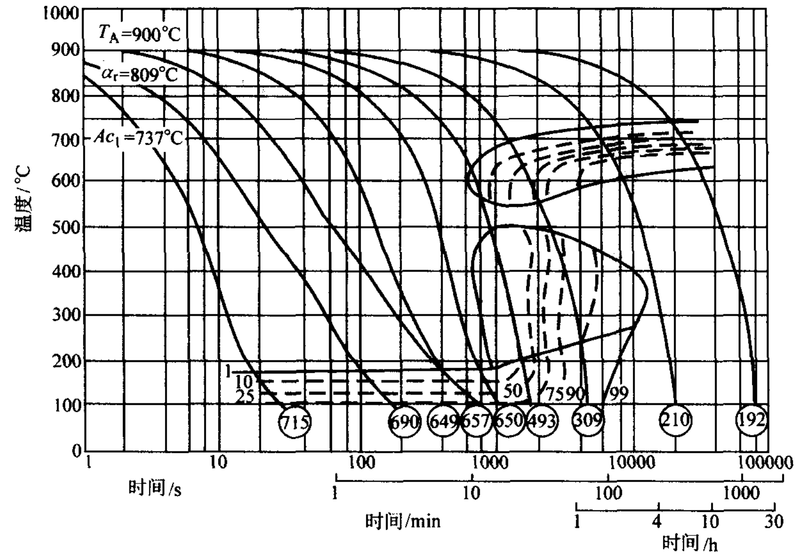


图 3.1-36　含 Mo0.5% Ni2.37%（质量分数）镍钼球墨铸铁连续冷却转变曲线和半冷时间-硬度曲线

试件成分为（质量分数）：C3.33%，Si2.40%，Mn0.32%，P0.024%，S0.08%，Ni2.37%，Mo0.5%

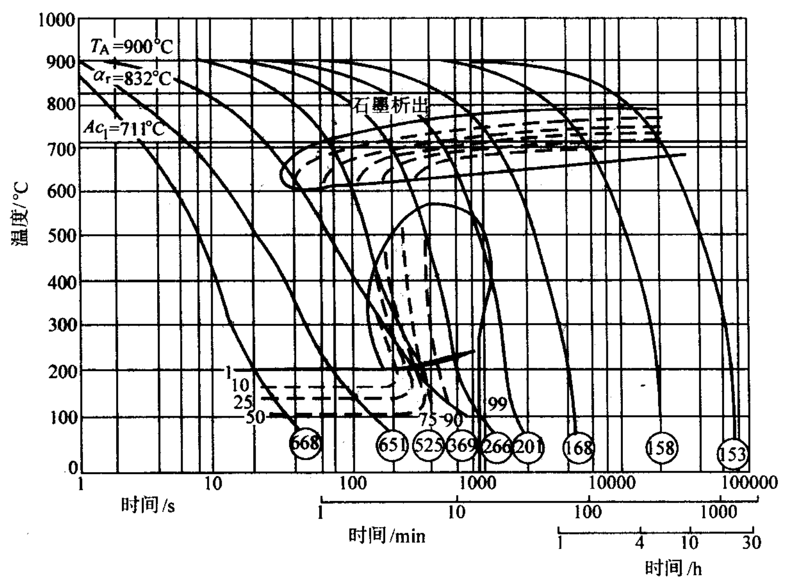


图 3.1-37 钼硼球墨铸铁连续冷却转变曲线和半冷时间-硬度曲线

试件成分为（质量分数）：C3.61%，Si2.75%，Mn0.35%，S0.003%，Mo0.24%，B0.0024%，Cr0.07%，Cu0.07%，Al0.020%，Mg0.040%

2.3 白口铸铁的热处理

白口铸铁中碳完全以化合碳的形式存在，不出现石墨。因此白口铸铁具有很高的耐磨性，但脆性大，抗冲击载荷能力较差。主要应用于诸如颚式破碎机的破碎板和底板、抛丸机的叶片和分丸轮、犁铧等不需切削加工的耐磨零件。

1）去应力退火　高合金白口铸铁，特别是高硅、高铬白口铸铁在铸造过程中产生较大的铸造应力，若不及时退火，在受到振动或环境发生变化时，铸件易形成裂纹和开裂。

高合金白口铸铁去应力退火温度一般为 800～900℃，保温 1～4 h，然后随炉冷却至 100～150℃出炉空冷。

表 3.1-36 列举了高合金白口铸铁去应力退火规范。

2）淬火与回火　白口铸铁的淬火与回火工艺主要应用于低碳、低硅、低硫、低磷的合金白口铸铁，表 3.1-37 和表 3.1-38 列出了制作抛丸机叶片及护板和混砂机、刮板的合金白口铸铁的化学成分、淬火与回火工艺及热处理后的力学性能。

表 3.1-36 两种高合金白口铸铁的去应力退火规范

铸铁种类和成分（质量分数）/%	加热速度	退火温度/℃	保温时间/h	冷却速度
高硅耐蚀铸铁（C0.5～0.8，Si14.5～16，Mn0.3～0.8，S>0.07，P≤0. 或 Si16～18）	形状简单的中、小件≤100℃/h	850～900	2～4	随炉缓慢冷却（30～50℃/h）
	形状复杂：浇注凝固定后，700℃出型入炉	780～850	2～4	随炉缓慢冷却（30～50℃/h）
高铬铸铁（C0.5～0.8，Si0.5～1.3，Mn0.5～0.8，Cr26～30，S≤0.08，P≤0.1 或 C1.5～2.2，Si1.3～1.7，Mn0.5～0.8，Cr32～36，S≤0.1，P≤0.1）	500℃以下：20～30℃/h；500℃以上：50℃/h	820～850	$H=\frac{铸件壁厚}{25}$	随炉缓慢冷却（25～40℃/h）至 100～150℃出炉空冷

表 3.1-37 三种白口铸铁的化学成分（质量分数） %

铸件号	C	Si	Mn	S	P	Cr	V	Ti	Cu	Mo	FeSiRE 合金加入量
1	2.5～3.0	1.5～2.0	2.5～3.5	<0.025	<0.09	2.5～3.5	0.3	0.1	0.2	0.1	1.5～2
2	2.4～2.7	<1.0	0.4～0.6	<0.04	<0.04	3.5～4.2	—	—	—	—	1.5
3	2.4～2.6	0.8～1.2	0.5～0.8	<0.05	<0.1	—	0.5～0.7	—	0.8～1.0	0.5～0.7	—

表 3.1-38 三种白口铸铁的淬火回火工艺及力学性能

铸件号	淬火工艺			回火工艺		回火后力学性能				铸态硬度 HRC
	温度/℃	时间/min	冷却	温度/℃	时间/min	σ_b/MPa	σ_{bb}/MPa	a_K/J·cm^{-2}	硬度 HRC	
1	850～860	30	在室温的变压器油中冷 40～50 s	180～200	90	441	608～736	—	61～63	43.5～55
2	850～880	20	在 180～240℃硝盐中冷 40～60 s	180～200	120	—	—	4.4～6.7	64～68	47～50
3	880	60	油冷	180	120	—	—	—	62～65	—

3）等温淬火　白口铸铁贝氏体等温淬火可使脆的莱氏体和渗碳体组织转变成综合力学性能较好的贝氏体，满足犁铧、饲料粉碎机锤头、抛丸机叶片及衬板等零件的性能要求。一般采用等温淬火工艺的白口铸铁的化学成分（质量分数）应控制在以下范围内：C2.2%～2.5%、Si<1.0%、Mn0.5%～1.0%、P<0.1%、S<0.1%。

白口铸铁等温淬火加热温度为（900±10）℃，保温 1 h，等温温度（290±10）℃，等温时间 1.5 h。

2.4　灰铸铁的热处理

（1）退火

1）去应力退火　为了消除铸件的残余应力，稳定其几何尺寸，减少或消除切削加工后产生的畸变，需要对铸件进行去应力退火。

去应力退火温度的确定，必须考虑铸铁的化学成分。普通灰铸铁当温度超过 550℃时，即可能发生部分渗碳体的石墨化和粒化，使强度和硬度降低。当含有合金元素时，渗碳体开始分解的温度可提高到 650℃左右。

图 3.1-38 和图 3.1-40 为普通灰铸铁和合金灰铸铁退火温度与内应力消除程度的关系，图 3.1-41 为灰铸铁退火温度和力学性能的关系。

通常，普通灰铸铁去应力退火温度以 550℃为宜，低合金灰铸铁为 600℃，高合金灰铸铁可提高到 650℃，加热速度一般选用 60～120℃/h。

保温时间决定于加热温度、铸件的大小和结构复杂程度以及对消除应力程度的要求。图 3.1-42 为不同退火温度下保温时间与残余应力的关系。

铸件去应力退火的冷却速度必须缓慢，以免产生二次残余内应力，冷却速度一般控制在 20～40℃/h，冷却到 200～150℃以下，可出炉空冷。

一些灰铸铁件的去应力退火规范示于表 3.1-39。

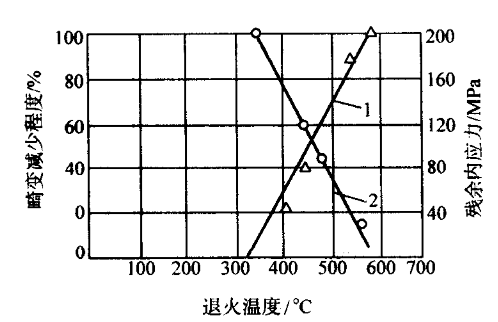


图 3.1-38　灰铸铁退火温度与内应力消除程度的关系
1—畸变减少程度；2—残余内应力

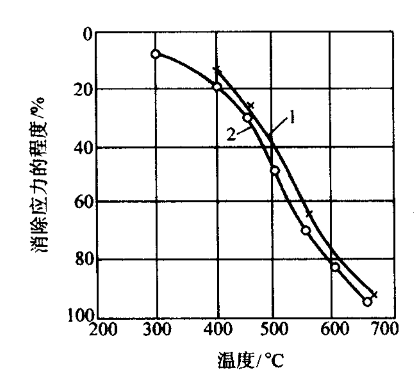


图 3.1-39　低 Cr、Ni 合金灰铸铁（质量分数/%：C3.2，Si2.01，Mn0.89，P0.17，Ni0.10，Cr0.11）退火温度与残余应力的关系
1—原始应力低；2—原始应力高

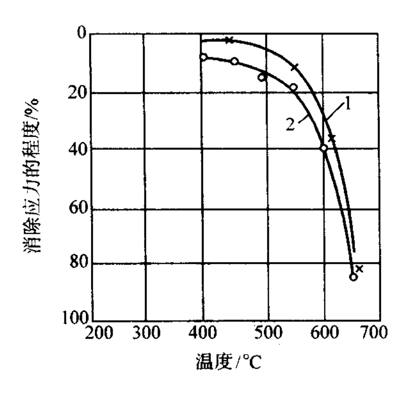


图 3.1-40　Ni-Cu-Cr 高合金灰铸铁（质量分数/%：C2.16，Si2.08，Mn0.75，P0.84，Cu1.75，Cr7.11，Ni5.19）退火温度与残余内应力的关系
1—原始应力低；2—原始应力高

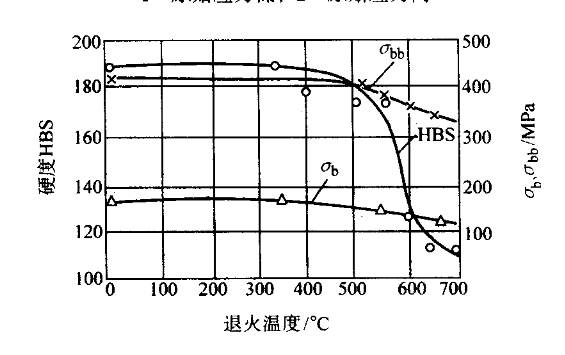
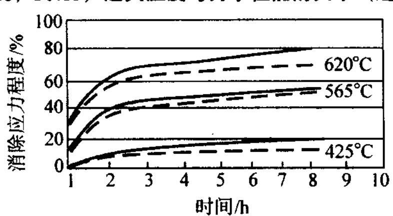
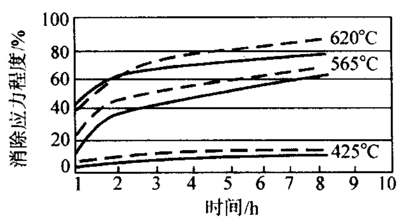


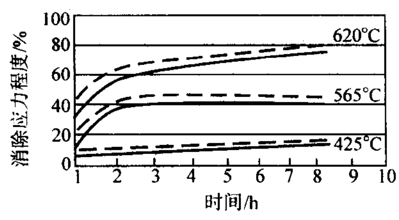
图 3.1-41　灰铸铁（质量分数/%：C3.61，Si2.00，Mn0.35，S0.118，P0.35）**退火温度与力学性能的关系**（退火 3h）



(a)试件成分（质量分数%）:C3.18 Si2.13, Mn0.70,S0.125,P0.73,Ni1.03,Cr2.33,Mo0.65



(b)试件成分(质量分数%):C3.12,Si2.76, Mn0.78,S0.097,P0.075,Ni1.02,Cr0.41,Mo0.58



(c)试件成分(质量分数%):C2.78, Si1.77,Mn0.55,S0.135,P0.069, Ni0.36,Cr0.10,Mo0.33,Cu0.46,V0.04

图 3.1-42　退火温度和时间与残余内应力的关系
——— 原始应力为 193MPa;
－－－ 原始应力 97MPa

表 3.1-39 灰铸铁铸件去应力退火规范

铸件种类	铸件质量 /kg	铸件壁厚 /mm	装炉温度 /℃	升温速度 /℃·h⁻¹	加热温度/℃		保温时间 /h	缓冷速度 /℃·h⁻¹	出炉温度 /℃
					普通铸铁	低合金铸铁			
一般铸件	< 200		≤200	≤100	500 ~ 550	550 ~ 570	4 ~ 6	30	≤200
	200 ~ 2 500		≤200	≤80	500 ~ 550	550 ~ 570	6 ~ 8	30	≤200
	> 2 500		≤200	≤60	500 ~ 550	550 ~ 570	8	30	≤200
精密铸件	< 200		≤200	≤100	500 ~ 550	550 ~ 570	4 ~ 6	20	≤200
	200 ~ 3 500		≤200	≤80	500 ~ 550	550 ~ 570	6 ~ 8	20	≤200
简单或圆筒状铸件、一般精度铸件	< 300	10 ~ 40	100 ~ 300	100 ~ 150	500 ~ 600		2 ~ 3	40 ~ 50	< 200
	100 ~ 100	15 ~ 60	100 ~ 200	< 75	500		8 ~ 10	40	< 200
结构复杂较高精度铸件	1 500	< 40	< 150	< 60	420 ~ 450		5 ~ 6	30 ~ 40	< 200
	1 500	40 ~ 70	< 200	< 70	450 ~ 550		8 ~ 9	20 ~ 30	< 200
	1 500	> 70	< 200	< 75	500 ~ 550		9 ~ 10	20 ~ 30	< 200
纺织机械小铸件、机床小铸件、机床大铸件	< 50	< 15	< 150	50 ~ 70	500 ~ 550		1.5	30 ~ 40	150
	< 1 000	< 60	≤200	< 100	500 ~ 550		3 ~ 5	20 ~ 30	150 ~ 200
	> 2 000	20 ~ 80	< 150	30 ~ 60	500 ~ 550		8 ~ 10	30 ~ 40	150 ~ 200

2) 石墨化退火　灰铸铁件进行石墨化退火是为了降低硬度，改善加工性能，提高铸铁的塑性和韧性。

若铸件中不存在共晶渗碳体或其数量不多时，可进行低温石墨化退火；当铸件中共晶渗碳体数量较多时，须进行高温石墨化退火。

铸铁低温退火时会出现共析渗碳体石墨化与粒化，从而使铸铁硬度降低，塑性增加。

灰铸铁低温石墨化退火工艺是将铸件加热到稍低于 Ac_1 下限温度，保温一段时间使共析渗碳体分解，然后随炉冷却，其工艺曲线示于图 3.1-43。

高温石墨化退火工艺是将铸件加热至高于 Ac_1 上限以上的温度，使铸铁中的自由渗碳体分解为奥氏体和石墨，保温一段时间后根据所要求的基体组织按不同的方式进行冷却。如要求获得高塑、韧性的铁素体基体，其工艺规范和冷却方式按图 3.1-44 进行；如要求获得强度高、耐磨性好的珠光体基体组织，则其工艺规范和冷却方式可按图 3.1-45 进行。

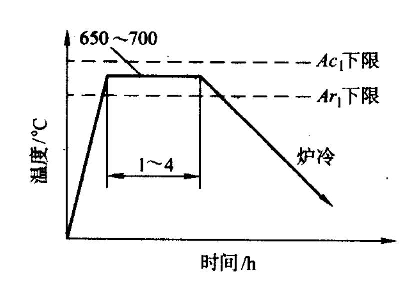


图 3.1-43　灰铸铁低温石墨化退火工艺曲线

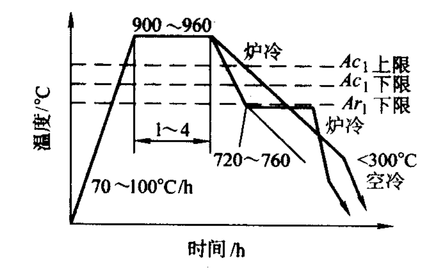


图 3.1-44　铁素体基体高温石墨化退火工艺

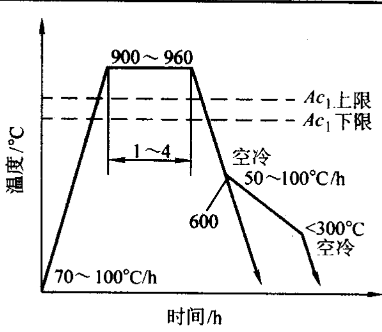


图 3.1-45　珠光体基体高温石墨化退火工艺

(2) 正火

灰铸铁正火的目的是提高铸件的强度、硬度和耐磨性，或作为表面淬火的预备热处理，改善基体组织。

灰铸铁的正火工艺规范如图 3.1-46 所示。一般的正火是将铸件加热到 Ac_1 上限 + 30 ~ 50℃，使原始组织转变为奥氏体，保温一段时间后出炉空冷（见图 3.1-46a）。形状复杂的或较重要的铸件正火处理后需再进行消除内应力的退火。如铸铁原始组织中存在过量的自由渗碳体，则必须先加热到 Ac_1 上限 + 50 ~ 100℃的温度，先进行高温石墨化以消除自由渗碳体（见图 3.1-46b）。

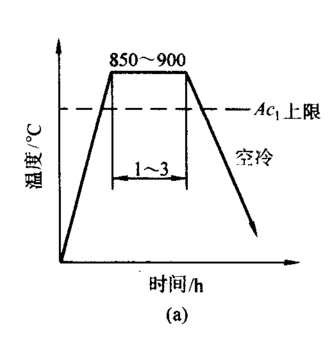
加热温度对铸铁正火后硬度的影响如图 3.1-47 所示，在正火温度范围内，温度愈高，硬度也愈高。因此，要求正火后的铸铁具有较高硬度和耐磨性时，可选择加热温度的上限。

正火后冷却速度影响铁素体的析出量，从而对硬度产生影响。冷速愈大，析出的铁素体数量愈少，硬度愈高。因此可采用控制冷却速度的方法（空冷、风冷、雾冷），达到调整铸铁硬度的目的。

(3) 淬火与回火

1) 淬火　铸铁淬火工艺是将铸件加热到 Ac_1 上限 + 30 ~ 50℃的温度，一般取 850 ~ 900℃，使组织转变成奥氏体，并在此温度下保温，以增加碳在奥氏体中的溶解度，然后进行淬火，通常采用油淬。

对于形状复杂或大型铸件应缓慢加热，必要时可在 500 ~ 650℃预热，以避免不均匀加热而造成开裂。



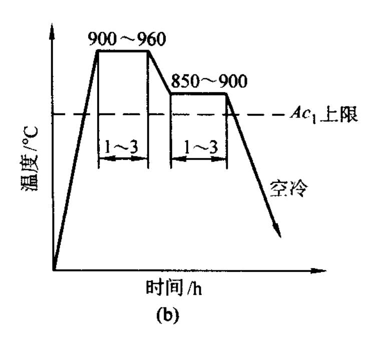


图 3.1-46　灰铸铁正火工艺规范

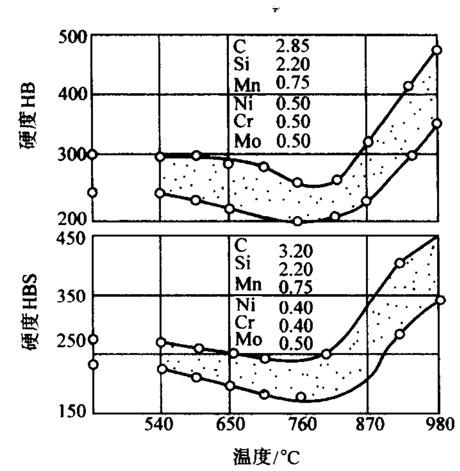


图 3.1-47　正火温度对灰铸铁硬度的影响

注：图中元素的含量为质量分数（%）

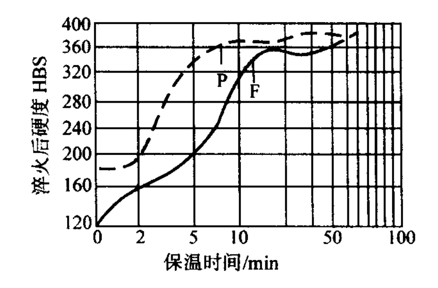


图 3.1-48　840℃不同的保温时间，铸铁金属基体原始组织对淬火后硬度的影响

化学成分（质量分数）：C3.34%，Si2.22%，Mn0.7%，P0.11%，S0.1%

淬火加热温度对铸铁硬度的影响如表 3.1-40 所示。表 3.1-41 所列为上表所列铸铁的化学成分，随奥氏体温度升高，淬火后的硬度越高，但过高的奥氏体化温度，不但增加铸铁变形和开裂的危险，并产生较多的残留奥氏体，使硬度下降，保温时间对硬度的影响如图 3.1-48 所示。

2）回火　回火温度对铸铁力学性能的影响见图 3.1-49。为了避免石墨化，回火温度一般应低于 550℃，回火保温时间按 $t=$［铸件厚度（mm）/25］+1（h）计算。

3）等温淬火　为了减小淬火变形，提高铸件综合力学性能，凸轮、齿轮、缸套等零件常采用等温淬火。

等温淬火的加热温度和保温时间与常规淬火工艺相同，等温温度对力学性能的影响见表 3.1-42。

表 3.1-40　奥氏体化温度对灰铸铁淬火后（油淬）硬度的影响

灰铸铁	铸态	硬度 HB			
		790℃	815℃	845℃	870℃
A	217	159	269	444	477
B	255	207	444	514	601
C	223	311	477	486	529
D	241	355	469	486	460
E	235	208	487	520	512
F	235	370	477	480	465

表 3.1-41　几种铸铁的化学成分（质量分数）%

铸铁	TC①	CC②	Si	P	S	Mn	Cr	Ni	Mo
A	3.19	0.69	1.70	0.216	0.097	0.76	0.03		0.013
B	3.10	0.70	2.05			0.80	0.27	0.37	0.45
C	3.20	0.58	1.76	0.187	0.054	0.64	0.005	Trace	0.48
D	3.22	0.53	2.02	0.114	0.067	0.66	0.02	1.21	0.52
E	3.21	0.60	2.24	0.114	0.071	0.67	0.50	0.06	0.52
F	3.36	0.61	1.96	0.158	0.070	0.74	0.35	0.25	0.47

①　TC—总碳量。②　CC—结合碳量。

表 3.1-42　铸铁成分（质量分数）等温温度与灰铸铁的力学性能　%

等温温度/℃	$C_{总}$ 2.83，$C_{化}$ 0.7，Cr0.19，Si1.90		$C_{总}$ 2.83，$C_{化}$ 0.7，Cr0.15，Mo0.50，Si1.92，		$C_{总}$ 2.83，$C_{化}$ 0.71，Cr0.14，Mo0.24，Si1.20		$C_{总}$ 3.56，$C_{化}$ 0.66，Si2.08	
	σ_{bb}/MPa	HB	σ_{bb}/MPa	HB	σ_{bb}/MPa	HB	σ_{bb}/MPa	HB
铸态	593	229	734	251	711	240	615	255
250	358	492	432	515	410	507	407	470
300	898	332	1 070	386	1 010	388	697	346
350	860	317	884	340	942	334	644	282
500	702	286	698	314	733	290	680	299
600	659	237	758	265	745	252	718	273

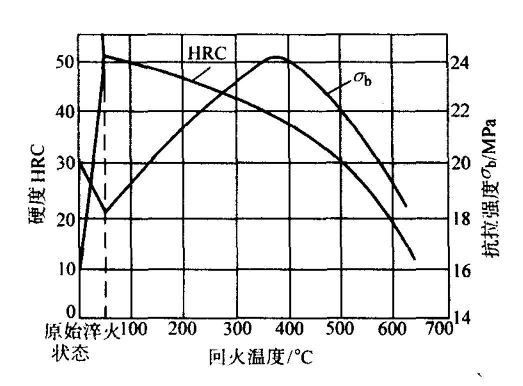


图 3.1-49 回火温度对淬火铸铁硬度和抗拉强度的影响

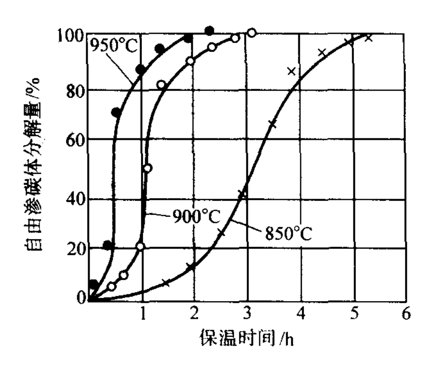


图 3.1-51 退火温度和保温时间对球墨铸铁质量分数：C3.2%，Si2.5%，Mn0.7%中自由渗碳体量的影响

（原始组织为珠光体＋牛眼状铁素体＋莱氏体＋球状石墨）

2.5 球墨铸铁的热处理

（1）退火

1）高温石墨化退火　当球墨铸铁态组织中自由渗碳体≥1%（体积分数）时，为了改善切削加工性能，提高塑性和韧性，必须进行高温石墨化退火，其工艺曲线示于图 3.1-50。

高温石墨化退火加热温度为 Ac_1 上限＋30～50℃，一般为 900～960℃。如果自由渗碳体量占 5%体积分数以上，特别是有碳化物形成元素存在时，应选择较高温度（950～960℃）。当铸件中存在较多量的复合磷共晶时，则加热温度高达 1 000～1 020℃。退火温度和保温时间对自由渗碳体分解的影响示于图 3.1-51。

高温石墨化后的冷却根据所要求的基体组织而定，采用图 3.1-50 中 1、2 的冷却方式可获得铁素体基体；保温后直接空冷（方式 3），可获得珠光体基体。

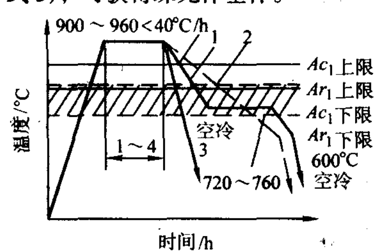


图 3.1-50 球墨铸铁高温石墨化退火工艺规范

2）低温石墨化退火　当铸态组织中自由渗碳体＜3%（体积分数）时，可进行低温石墨化退火，使共析渗碳体石墨化与粒化，改善韧性，其工艺规范示于图 3.1-52。

退火温度选在 Ar_1 下限与 Ac_1 下限之间，一般为 720～760℃，保温时间一般按 2～8 h。

3）应用实例　球墨铸铁石墨化退火工艺应用实例列于表 3.1-43。

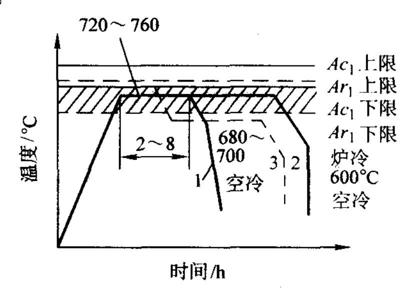


图 3.1-52 球墨铸铁低温石墨化退火工艺规范

（2）正火

1）高温完全奥氏体化正火　球墨铸铁高温完全奥氏体化正火是将铸件加热到 Ac_1 上限＋30～50℃，使基体全部转变为奥氏体并使奥氏体均匀化，冷却后获得珠光体（或索氏体）基体加少量牛眼状铁素体，从而改善切削性能，提高强度、硬度、耐磨性，或去除自由渗碳体。

表 3.1-43 球墨铸铁石墨化退火工艺（高温与低温）应用实例

铸件名称	化学成分（质量分数）/%	退火工艺曲线	力学性能	基体组织（体积分数）	备注
高压机四级缸缸套	C3.2～3.6 Si2.2～2.6 Mn 0.4～0.6 P ＜0.1 S ＜0.03 Cu 0.1～0.12 Mg 0.03～0.05 RE 0.02～0.045	720～750　炉冷600°C　3　空冷　温度/°C　时间/h	σ_b＝440～540 MPa δ＝10%～22% a_K≥4 J/cm² HBS＝130～190	F≥90% 磷共晶≤1%	铸态无自由渗碳体及严重的成分偏析
拖拉机零件：差速器壳体、摇臂、拨叉、踏板、轮毂、轴承座盖等	C 3.2～3.6 Si 2.2～2.8 Mn 0.6～0.7 P ＜0.1 S 0.016～0.03 Mg 0.035～0.038 RE 0.01～0.05	740±10　炉冷630°C　空冷　3～4　温度/°C　时间/h	σ_b＝460～500 MPa δ＝14%～22% a_K＝6～13.5 J/cm²	F≥80% P≤20%	

续表 3.1-43

铸件名称	化学成分（质量分数）/%	退火工艺曲线	力学性能	基体组织（体积分数）	备　注
汽车连杆	C 3.6～3.8 Si 2.8～3.2 Mn 0.6 P ＜0.1 S 0.03～0.05 Mg 0.03～0.05 RE 0.04～0.06	温度/℃；760～780；1　3；炉冷660～680；炉冷660；空冷；时间/h	σ_b = 440～560 MPa δ = 14%～25% $a_K \geqslant 5$ J/cm^2	F≥80% P≤20%	铸态无自由渗碳体及严重的成分偏析
汽车离合器踏板、中间传动轴支架、后桥壳、壳盖等	C 3.8～4.1 Si 2.0～2.4 Mn 0.5～0.8 P ＜0.1 S ＜0.06 Mg 0.03～0.04 RE 0.03～0.04	温度/℃；920～940；5～6；炉冷730～740；5～6；炉冷500；空冷；时间/h	σ_b = 455 MPa δ = 18%～22% $a_K \geqslant 15$ J/cm^2 HBS = 170	F＞90% 自由渗碳体＜1%	—
80 t 油压机内缸、汽车轮毂、手刹车支架、中压阀门等	C 3.8～4.1 Si 2.5～3.0 Mn 0.4～0.5 P ＜0.1 S ＜0.02 Ti 0.06～0.14 V 0.05～0.17 Mg 0.03～0.045 RE 0.03～0.055	温度/℃；920±10；1；炉冷；720±10；5；炉冷；620；空冷；时间/h	σ_b = 490 MPa δ = 14%～22% a_K = 10～125 J/cm^2	F＞90% 少量 P	—
铜液泵起重吊环，缸座、高压缸体、曲轴、主动轴、齿轮、冷冻机曲轴、旋涡泵叶轮、蒸汽往复泵曲轴、十字头等	C 3.2～3.8 Si 2.4～3.0 Mn ＜0.4 P ＜0.1 S ＜0.03 Mg 0.015～0.03 RE 0.015～0.03	温度/℃；900～950；2～3；8～12；炉冷；550；空冷；时间/h	σ_b = 340～440 MPa δ = 8%～20% a_K = 2.5～8 J/cm^2 HBS = 160～200	F＞90% 少量 P	—
中、高压阀门	C 3.5～3.9 Si 2.3～3.0 Mn ＜0.4 P ＜0.1 S ＜0.015～0.03 Mg 0.03～0.04 RE 0.03～0.07	温度/℃；850～900；13～14；4；8～10；炉冷；500；空冷；时间/h	σ_b ＞ 440 MPa δ ＞ 12% a_K ＞ 3 J/cm^2 HBS = 150～197	F＞90% 少量 P	—
机引五铧犁、红旗 100 拖拉机等农机零件	C 2.8～3.4 Si 2.4～2.8 Mn 0.4～0.7 P ＜0.12 S ＜0.01 Mg 0.05～0.08	温度/℃；990～1020；4～6；炉冷；750～780；6～8；炉冷；750～765；空冷；时间/h 温度/℃；950～1020；4～6；炉冷；750～780；6～8；炉冷；750～765；空冷；时间/h	$\sigma_b \geqslant 390$ MPa $\delta \leqslant 16\%$ a_K ＞ 13 J/cm^2 HBS = 156	F95%～100% P≤5	磷偏高

高温完全奥氏体化正火工艺曲线见图3.1-53，正火温度一般为900～940℃，温度过高会引起奥氏体晶粒长大，溶入奥氏体中的碳量过多，冷却时易于在晶界析出网状二次渗碳体。当为了消除铸态组织中过量的自由渗碳体或复合磷共晶，而必须提高正火温度时，这时为了避免形成二次网状渗碳体，可采用图3.1-54所示的阶段正火工艺。图3.1-55是正火温度对珠光体量、硬度和力学性能的影响。

冷却方式对珠光体量的影响示于表3.1-44。采用风冷或喷冷，加快冷却速度，可显著提高基体组织珠光体量。

球墨铸铁件正火后必须进行回火处理以改善韧性和消除内应力，回火工艺为550～650℃，保温2～4 h，回火温度对硬度的影响示于图3.1-56。

2）中温部分奥氏体化正火　球墨铸铁中温部分奥氏体正火是将铸件在共析临界转变温度内（Ac_1下限+30～50℃）加热，基体中仅有部分组织转变为奥氏体，剩下的铁素体正火后以碎块状或条块状分散分布。中温部分奥氏体化正火的球墨铸铁具有较高的综合力学性能，特别是塑性和韧性。

中温部分奥氏体化正火工艺曲线见图3.1-57，正火温度一般为800～860℃，当球墨铸铁中存在过量的自由渗碳体或成分偏析较严重时，可采用图3.1-58所示的阶段部分奥氏体化正火工艺。正火温度和正火时间与珠光体量之间的关系示于图3.1-59和图3.1-60。

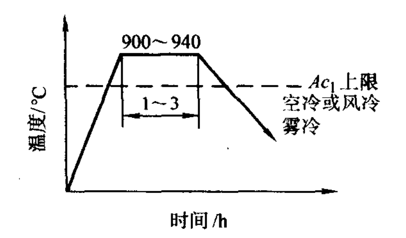


图3.1-53　高温完全奥氏体化正火工艺曲线

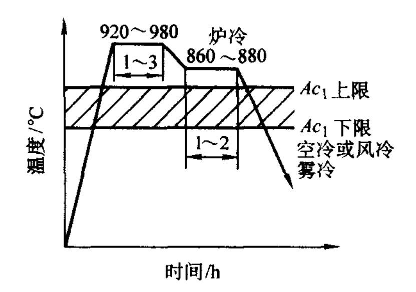
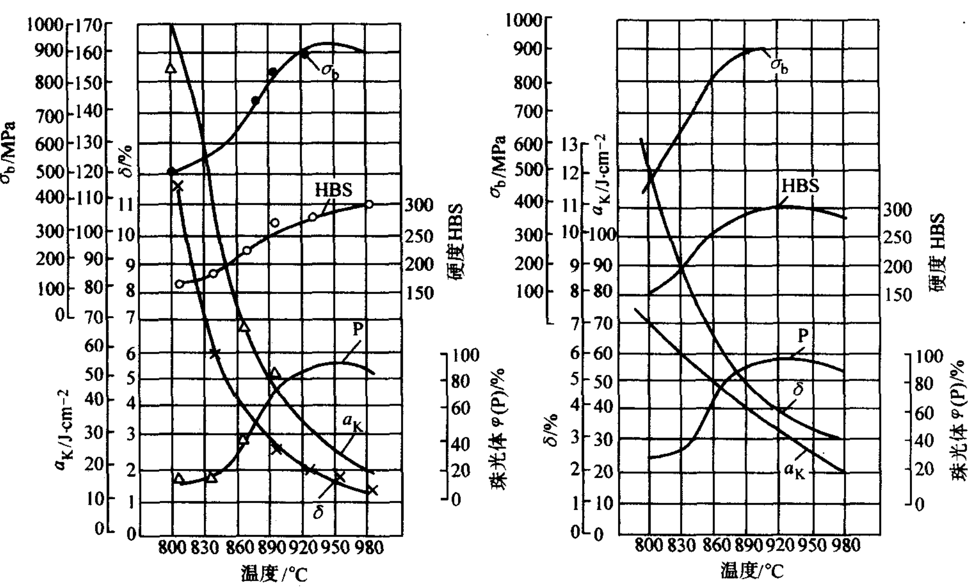


图3.1-54　阶段正火工艺曲线



(a) 质量分数/(%):C0.53,Si2.92 Mn0.8, S0.013, P0.072, Mg0.04,RE0.029

(b) 质量分数/(%):C0.53,Si2.05,Mn0.75, S0.023, P0.059, Mg0.047, RE0.034

图3.1-55　正火温度对球墨铸珠光体量和力学性能的影响

铸态试样25 mm×25 mm×（120～150）mm，保温30 min，风冷

表3.1-44　球墨铸铁正火冷却方式与珠光体量

正火温度/℃	保温时间/h	冷却方式	珠光体量 φ(P)/%
920	1	空冷	70～75
920	1	风冷	85
920	1	喷液冷	90～95
900	1.5	空冷	70～75
900	1.5	风冷	85
900	1.5	喷液冷	90～95

注：铸件成分（质量分数）/%：C3.7～4.2，Si2.4～2.5，Mn0.5～0.8，P<0.1，S<0.05。

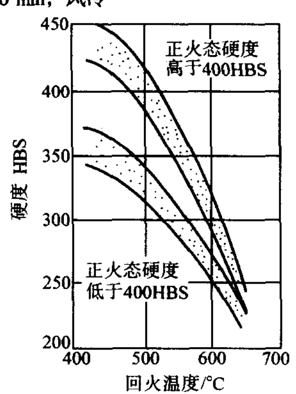


图3.1-56　正火后的回火温度对球墨铸铁硬度的影响

3）正火应用实例　球墨铸铁正火工艺应用实例列于表 3.1-45 和表 3.1-46。

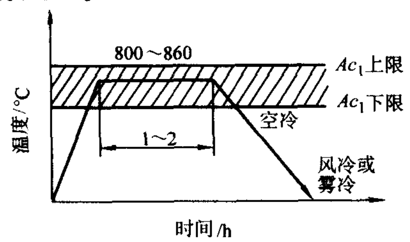


图 3.1-57　中温部分奥氏体化正火工艺曲线

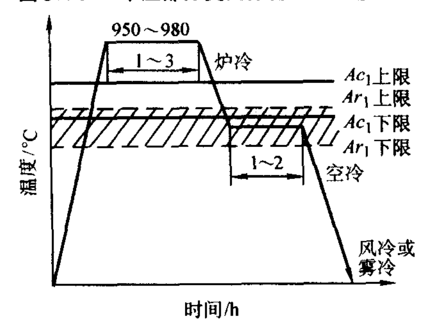


图 3.1-58　阶段部分奥氏体化正火工艺曲线

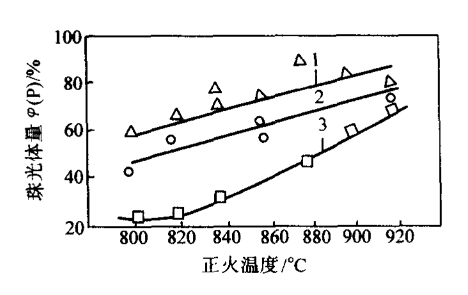


图 3.1-59　正火温度与珠光体量的关系

1—Si2.42%；2—Si2.82%；3—Si3.27%（质量分数）

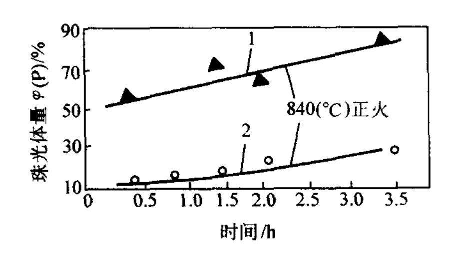


图 3.1-60　保温时间与珠光体量的关系

1—Si2.42%；2—Si3.27%（质量分数）

表 3.1-45　球墨铸铁完全奥氏体化正火实例

铸件名称	化学成分（质量分数）/%	工艺曲线	力学性能
NJ130 及 NJ230 汽车曲轴、凸轮轴、变速杆叉等	C3.8～4.05 Si2.0～2.3 Mn0.6～0.8 P＜0.1 S0.02～0.03 RE0.02～0.035 Mg0.025～0.045	960～980　900～920　炉冷　880～900　风冷　550～600　2.5～3　0.5　空冷　2.5～3　2～2.5　温度/°C　时间/h	σ_b850～950 MPa δ2%～4% a_K25～50 J/cm² 255～285HBS
汽车曲轴	C3.6～3.7 Si2.4～2.8 Mn0.7～0.9	920±10　炉冷　880　雾冷　550　1.5　4　空冷　温度/°C　时间/h	σ_b800～900 MPa δ＞2.0% a_K12～15 J/cm² 240～270HBS
压缩机大型曲轴	C3.1～3.6 Si2.6～2.9 Mn0.6～0.8	910～930　630～650°C　空冷或雾冷　3　2　610～630　6　空冷　温度/°C　时间/h	σ_b650～800 MPa δ4%～8% a_K15～50 J/cm² 220～255HBS

表 3.1-46　球墨铸铁部分奥氏体化正火实例

铸件名称	化学成分（质量分数）/%	工艺曲线	力学性能
190、195 柴油机曲轴	C3.03.2 Si2.8～3.1 Mn0.6～0.8 P0.06～0.07 S0.02～0.03	840～880　风冷或雾冷　1.5～2　540　0.5～2　空冷　温度/°C　时间/h	σ_b770～930 MPa δ3.8%～8.2% a_K25～26 J/cm² 229～277HBS

续表 3.1-46

铸件名称	化学成分（质量分数）/%	工艺曲线	力学性能
大型船用空心曲轴	C3.8～3.9 Si2.2～2.4 Mn0.6～0.8	温度/℃；650；2；860；4；空冷；550；1～1.5；空冷；时间/h	σ_b780～850 MPa δ2%～2.5% a_K20～30 J/cm²
曲轴、连杆、齿轮等	C3.7～3.9 Si2.2～2.4 Mn0.6～0.8 P<0.1，S<0.04	温度/℃；860～920；2～3；炉冷；800～820；1～2；空冷；600～620；1～1.5；空冷；时间/h	σ_b700～840 MPa δ2%～5% a_K16～22 J/cm² 215～254HBS

（3）淬火与回火

1）淬火　球墨铸铁淬火可以获得更高的耐磨性及良好的综合力学性能，淬火温度选择在 Ac_1 上限＋（30～50℃）比较适宜，一般为860～900℃，保温1～4 h淬火。在保证能完全奥氏体化的前提下，尽量采用较低的温度，以便获得碳含量较低的细小针状马氏体及较好的综合力学性能。过高的奥氏体化温度时淬火后的马氏体针变粗，并增加残留奥氏体量，甚至出现二次网状渗碳体，使力学性能大幅度降低。当存在过量自由渗碳体时，可先进行高温石墨化，然后降温至淬火温度保温后淬火。淬火温度和保温时间对球墨铸铁力学性能的影响示于图3.1-61和图3.1-62。

2）回火　球墨铸铁回火时的组织转变过程与钢相似，回火温度对力学性能的影响示于图3.1-63。

低温回火（140～250℃）后具有高的硬度和耐磨性，常用于高压液压泵心套及阀座等耐磨性要求高的零件；中温回火（350～400℃）较少采用；淬火后高温回火（500～600℃）即调质工艺在生产上应用广泛，可获得较高的综合力学性能。回火时的保温时间可按 $t=$［铸件厚度（mm）/25＋1（h）］计算，回火时间对硬度的影响示于图3.1-64。

3）淬火与回火应用实例　球墨铸铁淬火回火应用实例列于表3.1-47。

（4）等温淬火

球墨铸铁在贝氏体转变区进行等温淬火，可以获得良好的综合力学性能。等温淬火时的加热温度与常规淬火时加热温度相同，为860～900℃，硅含量较多或铸态基体组织中铁素体数量较多时取上限。当要求获得上贝氏体组织时，可采

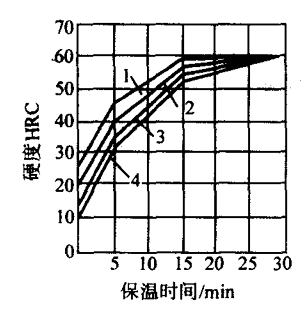
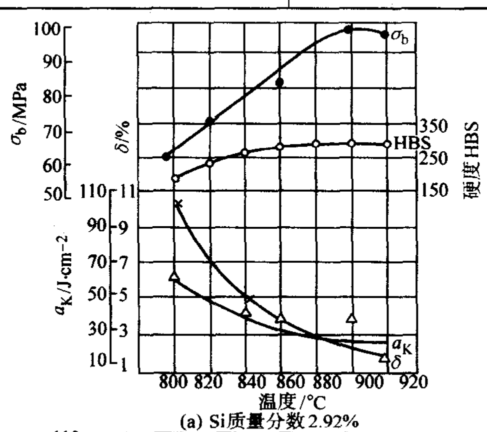
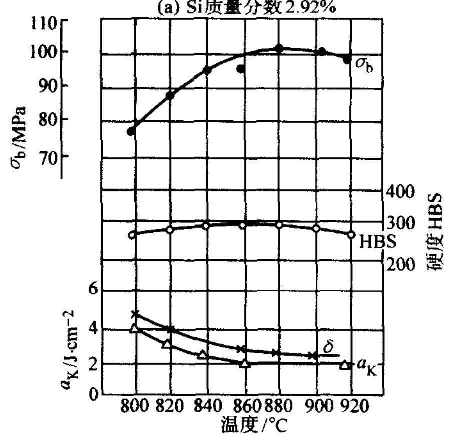


图3.1-61　原始组织和淬火保温时间对球墨铸铁硬度的影响
（成分为质量分数：C0.30%，Si2.63%，Mn0.30%，P0.020%，S0.009%）
1—铁素体≈15%；2—铁素体≈30%；
3—铁素体≈65%；4—铁素体≈100%





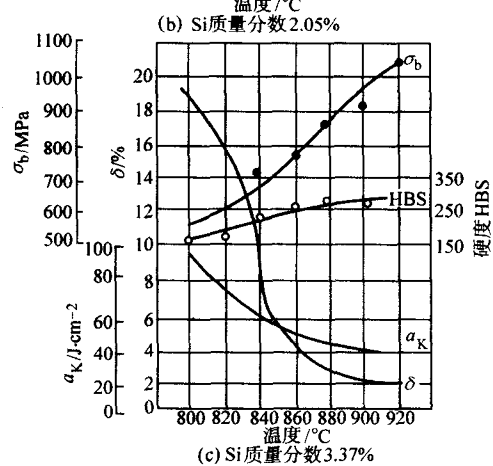
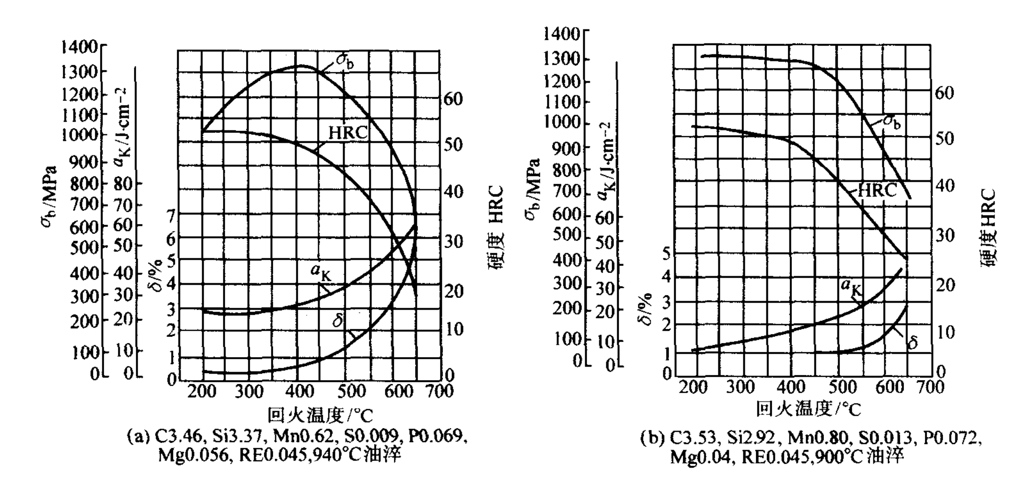
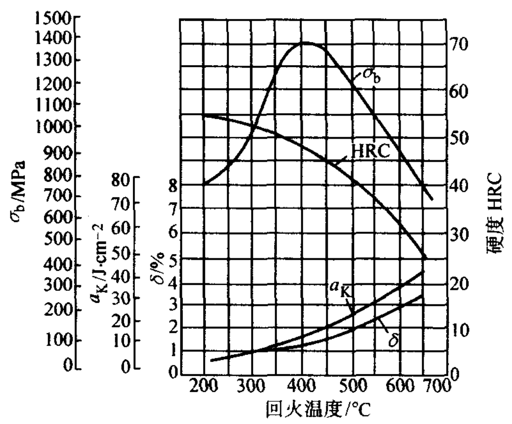


图3.1-62　经不同温度淬火，580℃回火时力学性能变化曲线



(a) C3.46, Si3.37, Mn0.62, S0.009, P0.069, Mg0.056, RE0.045,940°C油淬

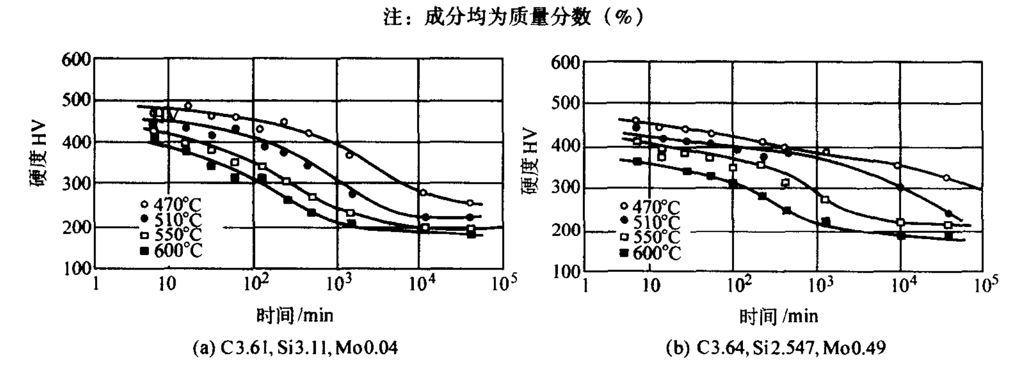
(b) C3.53, Si2.92, Mn0.80, S0.013, P0.072, Mg0.04, RE0.045,900°C油淬



(c) C3.53, Si2.05, Mn0.75, S0.023, P0.059, Mg0.047M, RE0.034,880°C油淬

图 3.1-63　三种球墨铸铁在油中淬火不同温度回火后的力学性能

注：成分均为质量分数（%）



(a) C3.61, Si3.11, Mo0.04　　(b) C3.64, Si2.547, Mo0.49

图 3.1-64　回火时间对硬度的影响

注：图中成分均为质量分数（%）

表 3.1-47　球墨铸铁淬火回火实例

铸件名称	化学成分（质量分数）/%	工 艺 曲 线	力学性能	备　注
大型船用柴油机曲轴	C3.8～3.9, Si2.2～2.4, Mn0.6～0.8, Cu0.4, Mo0.2, Mg0.04～0.06, RE0.02～0.04	温度/°C；650，2；840，4；870，油淬；580～600，6，空冷；时间/h	本体取样 σ_b850～950 MPa δ1.5%～2.0% a_K20～30 J/cm^2	短时升温至870℃以防淬火转移时降温

续表 3.1-47

铸件名称	化学成分（质量分数）/%	工 艺 曲 线	力 学 性 能	备 注
6250 柴油机连杆	C3.4～3.8，Si2.4～2.8，Mn0.5～0.7，S0.03，P0.04～0.06，RE0.015～0.030	温度/℃；820；2～3；油淬；550；2；空冷；时间/h	本体取样 σ_b710～800 MPa δ3%～5% a_K30～50 J/cm² 215～269HBS	属不完全淬火
卷管机胎管	C3.67，Si2.70，Mn0.83，P 0.065，S0.025，Mo0.40，Mg0.035，RE0.03	温度/℃；100℃/h；920～950；3；840～860；3；油淬；320～350；100℃/h；17；空冷；<500；<300；时间/h	试样 σ_b1 230 MPa δ3%～5% a_K11 J/cm² 415HBS	铸件形状复杂，重 6.51/kg

用较高的加热温度（900～950℃），此时奥氏体中具有较高的碳含量，形成上贝氏体的下限温度降低，有利于上贝氏体的形成。加热温度对等温淬火后的力学性能的影响见图 3.1-65。

球墨铸铁下贝氏体等温淬火时的等温温度为 260～300℃，上贝氏体等温淬火时的等温温度为 350～400℃，等温时间 60～120 min。等温温度对力学性能的影响示于图 3.1-66。等温时间对力学性能的影响示于图 3.1-67。

球墨铸铁等温淬火实例列于表 3.1-48，可供参考。

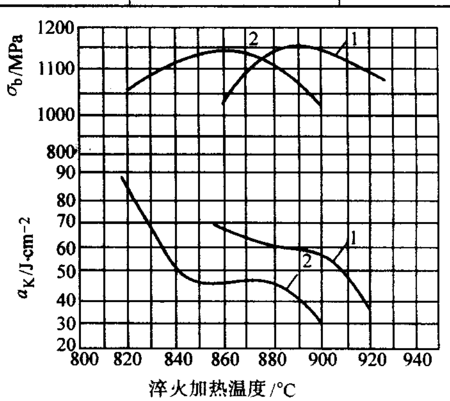


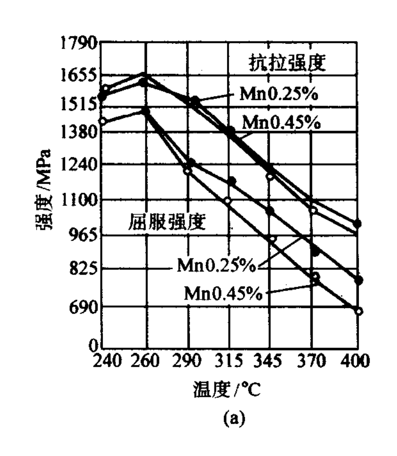
图 3.1-65 不同加热温度对球墨铸铁等温淬火（270℃）后的力学性能的影响

1—C3.53，Si2.92，Mn0.80，S0.013，P0.072，Mg0.040，RE0.029；
2—C3.53，Si2.05，Mn0.75，S0.023，P0.079，Mg0.041，RE0.034
注：成分均为质量分数

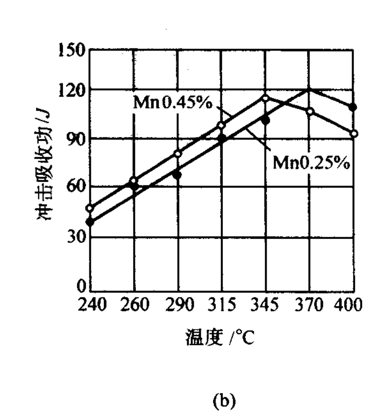
2.6 可锻铸铁的热处理

（1）白心可锻铸铁热处理

白心可锻铸铁是白口铸铁在氧化介质中经长时间的加热退火，使铸坯脱碳后形成的，此过程被称为脱碳退火。生产白心可锻铸铁的加热温度为 950～1 000℃。在加热和保温过程中，铸坯表面与炉中氧化性气氛反应引起脱碳，心部渗碳体石墨化并形成团絮状石墨。常用的氧化性介质及脱碳反应见表 3.1-49。



(a)



(b)

图 3.1-66 等温温度对球墨铸铁等温淬火后力学性能的影响（Mn 含量均为质量分数）

薄铸件退火后心部组织为铁素体＋少量珠光体＋团絮状石墨。厚铸件心部常残留部分自由渗碳体，韧性较差。生产白心可锻铸铁的退火工艺实例见表 3.1-50。

（2）黑心可锻铸铁热处理

黑心可锻铸铁是白口铸坯经石墨化退火后形成的。在退火过程中，白口铸坯中的自由渗碳体和共析渗碳体通过脱碳和石墨化转变为铁素体和团絮状石墨，从而使塑性和韧性得到显著提高。

生产黑心可锻铸铁的石墨化退火过程可分为五个阶段，如图 3.1-68 所示。

升温方式和速度决定于加热炉型及铸坯孕育处理条件。在 300～400℃保温 3～5 h，或在 300～450℃间采取 30～40℃/h 的加热速度（图 3.1-68 中虚线），均可促进石墨形核，加速石墨化过程，缩短退火周期。由低温径直升温时，加热

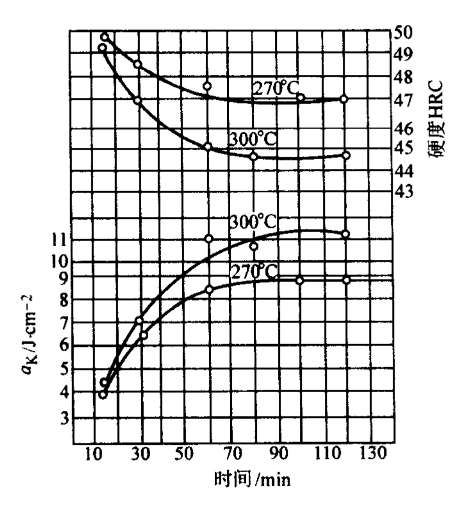


图 3.1-67　等温时间对力学性能的影响示意图

速度可在 40～90℃/h 的范围内选择。

生产黑心可锻铸铁的实例示于表 3.1-51。

(3) 珠光体可锻铸铁热处理

珠光体可锻铸铁的化学成分与黑心可锻铸铁相似，生产珠光体可锻铸铁可采用三种不同的热处理工艺。

1) 自由渗碳体石墨化后正火加回火　工艺曲线示于图 3.1-69。

采用工艺 a 时，奥氏体中碳浓度较高，冷却时易出现二次网状渗碳体，采用工艺 b 可使这种情况有所改善。回火的目的是使可能出现的淬火组织转变为珠光体，并消除内应力。这种处理方法适用于厚度不大的铸件。

2) 自由渗碳法石墨化后淬火加回火　工艺曲线见图 3.1-70。

这种工艺可用于各种厚度的铸件，回火温度根据对力学性能的要求选定，一般在 600℃以上。650℃回火后的组织为珠光体＋索氏体＋少量铁素体＋团絮状石墨，力学性能可达到 KTZ700—02 的指标。

表 3.1-48　球墨铸铁等温淬火实例

铸件名称	化学成分（质量分数）/%	工艺曲线	力学性能
拖拉机减速齿轮	C3.3～3.6，Si2.8～3.1，Mn0.3～0.5，P＜0.06，S＜0.03，Mo≈0.15，Mg0.035～0.060，RE0.03～0.05	910～930；200～300；280～300；60～120；50～55；80～90；空冷；温度/℃；时间/min	σ_b1 770～1 500 MPa δ1%～2% a_K0 J/cm^2 43～45HRC
拖拉机链轨板	C3.6～3.8，Si2.8～3.2，Mn＜0.5，P＜0.1，S＜0.03，Mg＞0.035～0.07，RE0.035～0.07	900；280；30；60～70；空冷；温度/℃；时间/min	a_K30 J/cm^2 38～44HRC
柴油机凸轮轴	C3.7～4.2，Si2.4～2.6，Mn0.5～0.8，P＜0.1，S≤0.02，Mg＞0.04，RE0.03～0.05	860；290～300；45；30；45；空冷；温度/℃；时间/min	σ_b1 050～1 200 MPa $\sigma_{0.2}$950～1 000 MPa a_K41～42 J/cm^2 δ1.2% 39～46HRC
对置二冲程曲轴	C3.65～3.85，Si2.9～3.1，Mn0.4～0.6，P＜0.1，S0.02～0.03，Cu0.4～0.6，Mo0.2～0.4	930；870；(380) 320；(350) 300；1.5；1；1.5；2；水冷；水冷；温度/℃；时间/h	σ_b1 330 MPa $\sigma_{0.2}$1 100 MPa $\delta_{0.8\%}$ a_K70.1 J/cm^2 415HBS

表 3.1-49　生产白心可锻铸铁的脱碳剂

脱碳剂	脱碳反应	说明	脱碳剂	脱碳反应	说明
8～15 mm 铁矿石或氧化铁屑＋大粒砂与铸件一起装箱密封，填加量约为铸件重量的 10%～20%	$CO + FeO = CO_2 + Fe$ $CO + Fe_3O_4 = CO_2 + 3FeO$ $CO_2 + C = 2CO$	加热至 950～1 000℃保温后炉冷至 650～550℃出炉	ϕ(CO_2)≈4%、ϕ(CO)≈11%、ϕ(H)≈8%、ϕ(H_2O)≈5.5%，其余为 N_2 的气体、通入 O_2 或 H_2O 调节	$CO_2 + C = 2CO$ $H_2O + C = H_2 + CO$ $2CO + O_2 = 2CO_2$ $CO + H_2O = CO_2 + H_2$	加热至 1 050℃保温后炉冷至 550℃出炉

表 3.1-50　生产白心可锻铸铁的退火工艺实例

化学成分（质量分数）/%	脱碳剂（质量分数）	退 火 工 艺	σ_b/MPa	δ/%
C3.2 ~ 3.5，Si0.4 ~ 0.5，Mn0.4 ~ 0.5，P<0.25，S<0.25	赤铁矿 70% 建筑砂 30%	加热至 1 080℃需 24 h，保温 70 h 炉冷 20 h 至 650℃出炉空冷	>300	>3
C2.8 ~ 3.2，Si0.4 ~ 0.6，Mn0.4 ~ 0.6，P<0.2 S<0.2	赤铁矿 60% 建筑砂 40%	加热至 960 ~ 980℃需 24 h，保温 40 ~ 50 h 炉冷 20 h 至 650℃出炉空冷	>350	>3
C2.6 ~ 2.8，Si0.6 ~ 0.8，Mn0.6 ~ 0.8，P<0.15，S<0.15	赤铁矿 50% 建筑砂 50%	加热至 930 ~ 950℃需 24 h，保温 40 h 炉冷 20 h 至 650℃出炉空冷	>450	>5

3）自由渗碳体石墨化后珠光体球化退火工艺曲线见图 3.1-71。

采用这种工艺可获得粒状珠光体基体，铸铁的力学性能可达到 KTZ450—06 或 KTZ550—04 的指标。

生产珠光体可锻铸铁的实例示于表 3.1-52。

（4）球墨可锻铸铁热处理

球墨可锻铸铁是将一定化学成分的铁液进行球化处理，浇注成白口坯然后进行石墨化退火而获得具有球状石墨的可锻铸铁，兼有球墨和可锻两种铸铁的特点。

球墨可锻铸铁的热处理工艺及可获得的基体组织见表 3.1-53。

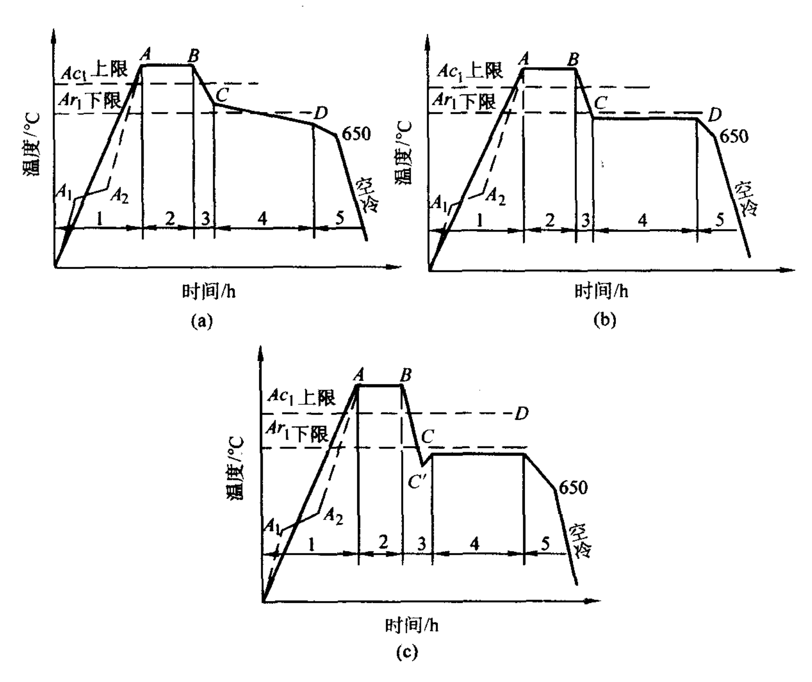


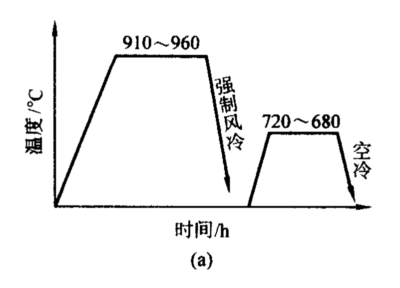
图 3.1-68　黑心可锻铸铁退火工艺曲线

表 3.1-51　黑心可锻铸铁石墨化退火工艺规范

化学成分（质量分数）/%					孕育剂 /%	退火炉型	退火工艺规范	相当于 GB/T 9440—1988 中牌号	典型产品举例
C	Si	Mn	P	S					
2.55 ~ 2.76	1.2 ~ 0.50	0.35 ~ 0.50	<0.10	<0.12	B：0.002 ~ 0.003 Bi：0.007 ~ 0.01 Al：0.007 ~ 0.015	升降室式电炉（25 t）	940 ~960 出炉风冷 750±5 (15 ~20) 10　3~5 (8 ~10) 6 ~8 650 空冷 温度/℃ （括号内数字为装炉量大的情况） 时间/h	KTH350-10	汽车底盘部分零件

续表 3.1-51

化学成分（质量分数）/%					孕育剂/%	退火炉型	退火工艺规范	相当于GB/T 9440—1988中牌号	典型产品举例
C	Si	Mn	P	S					
2.3～2.6	0.4～0.6	0.4～0.6	<0.1	<0.2	Bi：0.004～0.006	连续式煤粉火焰反射隧道炉（平均产量1 t/h）	920～950, 740, 720, 650, 空冷 25, 7, 5, 18, 5 温度/℃　时间/h	KTH350-10 KTH370-12	汽车拖拉机零件，铁路零件，水暖件等
2.4～2.6	0.4～0.6	0.4～0.6	<0.10	<0.15	1号烯土硅铁：0.2～0.4 Bi：0.008～0.012 Al：0.005～0.010	室式燃煤炉 4～10 t	910～940, 750, 700, 650, 350, 300, 空冷 6～8, 3～5, 15～20, 8～12, 2, 16～22 温度/℃　时间/h	KTH350-10 KTH370-12	汽车零件：钢板弹簧支座，后桥毂减速器壳 电力线路工具：线夹，挂板，铁帽
2.3～2.6	0.4～0.5	0.4～0.5	<0.07	<0.16	Bi：0.002～0.015	室式煤炉 6～10 t	910, 800, 720～740, 650, 400, 300, 空冷 5, 4, 8, 4, 6, 4, 12 温度/℃　时间/h	KTH370-12 KTH350-10	铁路零件
2.5～2.7	1.6～1.9	Mn＝1.7 S＋0.2	<0.1	<0.2	Al：0.004～0.008 Bi：0.006～0.025	室式煤炉 2 t	920～980, 750, 700, 空冷 24, 9～10, 7, 20 温度/℃　时间/h	KTH370-12	汽车零件：后桥壳，支架，轮毂等 电力铁帽



(a)

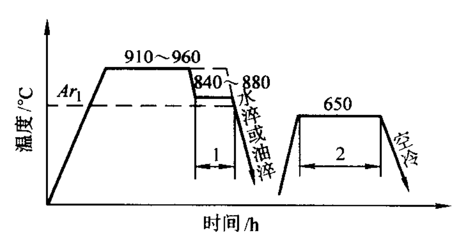
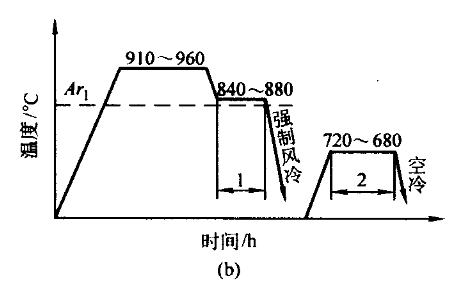


图 3.1-70　共晶渗碳体石墨化后淬火加回火



(b)

图 3.1-69　共晶渗碳体石墨化后正火加回火

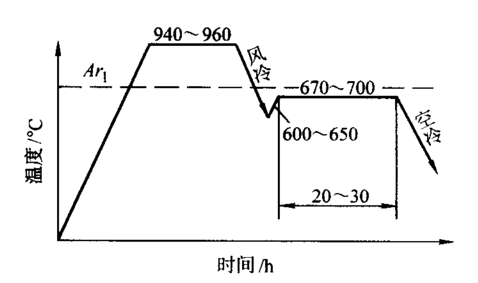


图 3.1-71　共晶渗碳体石墨化后珠光体球化退火工艺曲线

表 3.1-52 珠光体可锻铸铁退火工艺规范

化学成分（质量分数）/%					孕育剂（质量分数）/%	退火工艺规范	相当于 GB/T9440—1988 中牌号	典型产品举例
C	Si	Mn	P	S				
2.4～2.8	1.0～1.3	0.85～1.25	<0.10	≤0.15	—	温度/°C 940～960 风冷 600 690 670 空冷 30 16～20 2 24～28 时间/h	KTZ450-06 KTZ550-04	台车轮，拖拉机链轨板，农机具零件等
2.3～2.5	1.3～1.6	0.4～0.6	<0.10	<0.16	—	温度/°C 870 水淬 650 空冷 3 2 时间/h	KTZ650-02	旋转耕作机零件等
2.4～2.6	1.6～2.0	0.8～1.2	<0.10	<0.20	Bi：0.002～0.003	温度/°C 930～950 850～890 风冷 650～670 空冷 10～12 6～8 时间/h	KTZ650-02	耕作易耗零件如犁刀，各种型铧，方轴夹叉等
2.4～2.6	1.3～1.5	0.84	0.028	0.173	—	温度/°C 920～950 870～890 空冷 690 空冷 18 10 时间/h	KTZ650-02	手扶拖拉机轴承座，插销，耕作刀等
2.3～2.5	1.3～1.5	0.3～0.6		0.15～0.18	—	温度/°C 920～950 850 500 空冷 600～650 空冷 8～12 1 1 时间/h	KTZ700-02	发动机连杆

表 3.1-53 球墨可锻铸铁的各种热处理工艺

处理种类	主要目的	处理规范	显微组织	备 注
铁素体化退火	消除渗碳体，获得高韧性	温度/°C 900～950 720～750 650 空冷 3～8 4～10 时间/h	铁素体＋球状石墨	

续表 3.1-53

处理种类	主要目的	处理规范	显微组织	备　注
高温石墨化退火	消除渗碳体，获得较高的综合性能	温度/°C：900～950，3～8，800，空冷；时间/h	珠光体＋牛眼状铁素体＋球状石墨	
高温石墨化退火＋正火	消除渗碳体，获得强度较高的珠光体组织高韧性	温度/°C：900～950，3～8，空冷，500～600，1～2，空冷；时间/h	球光体＋球状石墨	
高温石墨化退火＋中温回火	消除渗碳体，获得较好的综合力学性能	温度/°C：900～950，3～8，800～820，0.5～1.5，600～620，1～1.5，空冷；时间/h	珠光体＋破碎铁素体＋球状石墨	
高温石墨化＋中温淬火	消除渗碳体，获得高强度，同时保持一定的韧塑性	温度/°C：900～950，3～8，快冷，250～380，1～3，空冷；时间/h	贝氏体＋残留奥氏体＋马氏体＋球状石墨	可利用铸件余热进行高温石墨化处理，再快冷后进行等温淬火

编写：徐跃明（北京机电研究所）

第2章　表面热处理

1　表面热处理原理

对钢的表面进行加热、冷却、改变表面层组织而不改变表面层成分的工艺称为表面热处理。通常条件下，表面热处理是以较快升温速度，在短时间内将待处理的钢制零件的一定深度的表面层加热到相变点以上，并使之发生奥氏体转变，随后进行快速冷却，使零件的表面层发生马氏体转变，从而提高表面层的硬度和强度，满足材料表面性能的要求。根据服役条件的不同，采用控制表面加热速度和加热时间，控制达到奥氏体化转变区的厚度，经淬火后控制硬化层的深度。由于要求表面热处理不能影响零件心部的性能，因此对表面加热速度和冷却速度有一定的要求，即加热速度要超过材料的热传导速度，冷却速度要大于材料的临界冷却速度。

在上述条件下，由于加热和冷却的速度快，时间短，因此钢中发生的组织转变是在热力学非平衡条件下的相变，常规的符合热力学平衡态的平衡相图的组织转变已不适合于表面热处理过程。

由于表面热处理要求快速加热，因此常规热处理的加热方法已不能满足加热速度的需要，需要有较高能量密度的加热手段。常用的表面热处理方法有火焰加热表面淬火、感应加热表面处理、激光加热表面处理、电子束加热表面处理等，另外新发展的一些快速加热技术，如将一定波长范围的可见光进行聚焦而形成的聚集光束表面热处理等。实际处理工艺由零件的形状、服役条件、使用性能要求和批量生产程度等决定。

表面热处理是仅通过组织变化方法来提高材料的表面性能的热处理方法，因此不是所有材料都可以采用该技术进行处理。表面淬火广泛应用于中碳调质钢、球墨铸铁等，基体相当于中碳钢成分的珠光体铁素体基的灰铸铁、可锻铸铁、合金铸铁等原则上也可以进行表面淬火。这些材料在调质处理后通过表面热处理可以获得良好的心部韧性和表面强度与硬度的搭配，满足耐磨、传动以及疲劳场合的需求。

1.1　钢在快速加热时的组织转变

表面淬火时，加热的主要特点就是加热速度快，其加热速度从 10^2℃/s 到 10^6℃/s 以上。在这样快的加热速度下，金属加热时的相变不再是一般的平衡态相变而是非平衡态相变。同平衡态相变一样，非平衡态相变也要受到材料成分、冶金方法、原始组织、加工历史等的影响。本节主要研究由于加热速度上升对金属相变的影响，如相变温度、相变过程、相变产物以及由此带来的工艺特征等。

1.1.1　加热速度对相变温度的影响

（1）快速加热对纯铁相变点的影响

1）快速加热使相变点 Ac_3 成为一个区间　在普通的加热速度下，纯铁的同素异构转变点 A_3 和 A_4 尽管随着加热条件的改变有所变化，但它仍然是恒温转变，在热分析曲线上有明显的平台，如图 3.2-1 所示。随着加热速度的上升，由于形核与长大的动力学上的限制，它的实际转变温度是一个温度区间，尤其是相变点 Ac_3 的变化更为明显。图 3.2-2 是加热速度在 0～10^9℃/s 范围内 Ac_3 的变化曲线，从图中可以看出，相变在一个较宽的温度范围内进行，它的开始转变点为 Ac_{3s}，终了转变点为 Ac_{3f}。这说明快速加热不仅不会抑制钢铁加热时的相变，反而使相变点分离。在相变温度范围内，不同温度下生成的奥氏体将具有不同的形态，这是快速加热增大奥氏体不均匀性的重要原因之一。加热速度愈快，相变温度范围也越大，当达到 10^4℃/s 左右时，其相变温度范围逐渐趋于稳定。当加热速度超过 10^7℃/s 时，相变温度范围又继续增大，随后又趋于稳定。表明加热速度可以使相变机制发生改变，在加热速度－相变温度曲线上出现两个明显的拐点。

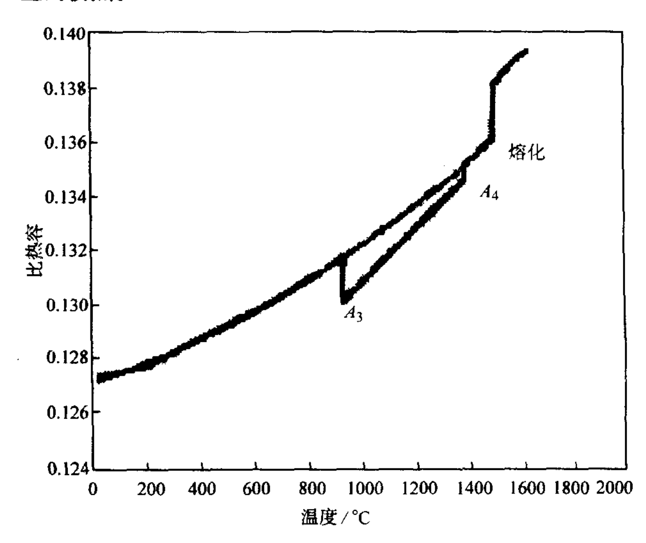


图 3.2-1　纯铁的热分析曲线

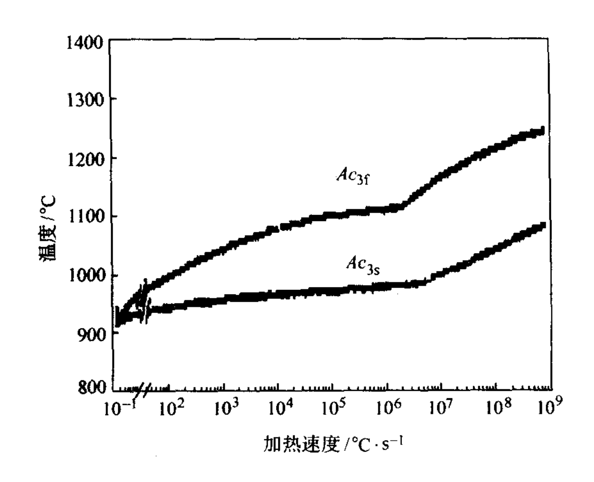


图 3.2-2　纯铁的 Ac_3 点变化曲线

2）加热速度使纯铁相变点上升　图 3.2-2 不仅说明加热速度使纯铁的 Ac_3 点分离，且随加热速度上升而分离加大，同时也看到 Ac_3 随加热速度的增大而上升。从图中还可以看出，Ac_{3s}和 Ac_{3f}上升幅度不一致。在 0～10^4℃/s 之间，后者明显快于前者。在 10^4～10^6℃/s 之间，Ac_{3s}和 Ac_{3f}几乎与加热速度无关，Ac_{3s}保持在 950℃左右，Ac_{3f}约在 1 100℃左右。在 5×10^7～5×10^8℃/s 之间，二者以较大的速率上升，Ac_{3s}增加至 1 050℃，Ac_{3f}达 1 250℃，随后，逐渐趋于稳定。

（2）快速加热对钢相变点的影响

1）快速加热使钢的相变点 Ac_1、Ac_3 和 Acm 上升　图 3.2-3 是钢的非平衡加热相图，加热速度在 200℃/s 以下，随加热速度的上升，不同碳含量的 Ac_3 和 Acm 与平衡相图上的

Ac_3和Acm大致保持平行上升。当加热速度高于 200℃/s 时，Ac_3和Acm仍随加热速度的提高而上升，但低碳钢（C<0.4%）的Ac_3和过共析钢的Acm值与碳含量无关，大体上数值保持一致。对于亚共析钢来说，加热速度再上升，Ac_3为恒定值的碳含量上升，若达到 10^3℃/s，$C<0.6\%$以下各成分钢的Ac_3都一样；当加热速度上升至 10^5～10^6℃/s 时，Ac_3与碳含量无关，达到 1 130℃，成为定值。过共析钢则不同，当加热速度超过 200℃/s 时，Acm 上升缓慢，再提高加热速度Acm不再上升，大致保持在 950℃左右。

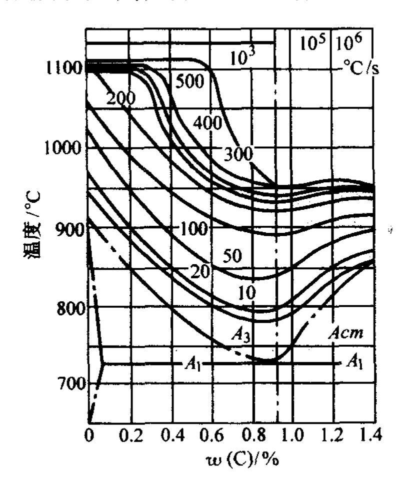


图 3.2-3 钢的非平衡加热状态图

2）快速加热对钢的相变点 Ac_1 的影响　对 Ac_1 的影响不能用笼统的概念来考虑，因为珠光体向奥氏体的转变在快速加热时不是一个恒定的温度，而是在一个温度范围内完成，如图 3.2-4 所示。加热速度愈快，奥氏体形成的温度范围愈宽，但形成速度快，形成时间短。加热速度对奥氏体开始形成温度的影响不大，但随加热速度的提高，显著提高了形成终了温度。原始组织愈不均匀，最终形成温度提高得愈明显。

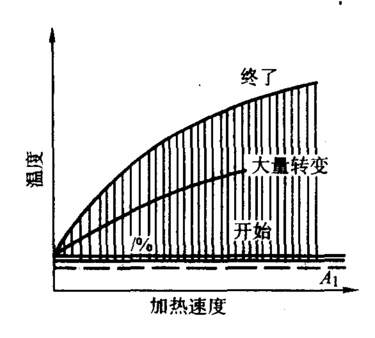


图 3.2-4 加热速度对珠光体向奥氏体转变温度范围的影响

1.1.2 加热速度对奥氏体组织的影响

（1）初始奥氏体晶粒大小与原始组织和加热速度的关系

初始奥氏体晶粒是指完成 α→γ 转变时奥氏体的晶粒大小。实验证明，对一定原始组织而言，快速加热时的加热温度对初始奥氏体晶粒有很大影响。

加热速度越大，初始奥氏体晶粒就越细。实验表明，对具有均匀分布的铁素体和渗碳体组织的钢进行快速加热时，当加热速度为 0.02℃/s 时，初始奥氏体晶粒度为 8～9 级；加热速度为 10℃/s 左右时，初始奥氏体晶粒度为 11～12 级；当加热速度提高到 100～1 000℃/s 时，奥氏体的晶粒度细化到 13～15 级，得到“超细化晶粒”。

对于正火组织具有自由铁素体组织的亚共析钢，情况有所不同，奥氏体的晶粒度受两方面因素的影响。当加热温度高于 A_1 时，在珠光体中开始生成奥氏体，仅当其转变完成之后，才开始自由铁素体向奥氏体的转变。因此，与具有原始淬火组织的亚共析钢相比，须加热到更高的温度，才能得到完全奥氏体，而且加热速度越高，就必须显著地提高加热温度。例如，具有正火原始组织的 40 钢，加热速度为 10℃/s、100℃/s、1 000℃/s 时，使铁素体全部消失的加热温度相应为 840℃、870℃和 950℃，而对原始淬火组织来说，在快速加热时全部完成 α→γ 转变的温度只是 800℃左右。当加热速度较低时，使铁素体全部溶解的温度也较低，奥氏体晶粒长大不明显；当加热速度很大时，为获得全部奥氏体组织，就必须加热到更高的温度，这样就导致奥氏体晶粒的显著长大。即快速加热时奥氏体晶粒后来长大较多。综合两方面因素的结果，对有自由铁素体的亚共析钢来说，为使全部完成奥氏体转变，快速加热时并不一定比加热速度较低时的初始奥氏体晶粒细小。

因此，在生产中采用大于 3～10℃/s 的加热速度，就可得到比较细小的 11～12 级的奥氏体晶粒。但要得到 14～15 级的超细化晶粒，就必须进行淬火或调质的预先处理，来消除自由铁素体，并应采用高达 100～1 000℃/s 的加热速度。

（2）本质细晶粒钢快速加热时奥氏体晶粒的长大特性

为了在快速加热时得到细小的奥氏体晶粒，除选择合理的原始组织（预先热处理）和适当的加热速度外，还与钢材的冶金因素有着密切的关系。一些钢材在熔炼时，通常在脱氧期加入 Al、Ti、V、Zr 等元素，以便在钢中生成均匀分布而细小的第二相质点，它们在加热时很难溶于奥氏体中从而限制奥氏体晶粒的长大，这类钢通常叫细晶粒钢。这些第二相质点所占的总体积百分比越大，颗粒越细小，奥氏体晶粒失稳长大前的晶粒尺寸也越小。

图 3.2-5 给出了三种不同炉号的细晶粒钢 55DTi 在快速加热时的晶粒长大特性曲线。所有炉号的初始奥氏体晶粒都很细小，每个晶粒平均面积为 50～100 μm^2。但是稳定的奥氏体晶粒随炉号而不同。其中最具有代表性的是曲线 2。曲线 2 可分为三个阶段。第一阶段（800～850℃）随加热温度的升高，晶粒不断地长大；第二阶段（850～960℃）晶粒大小不随加热温度的升高而长大；第三阶段（高于 960℃）晶粒继续长大。稳定的奥氏体晶粒的大小决定于第二相质点的尺寸和总体积，而当它们溶于奥氏体后就进入第三阶段。因此，在相同加热速度情况下，由于第二相质点状态的不同而导致加热后奥氏体晶粒度的不同。

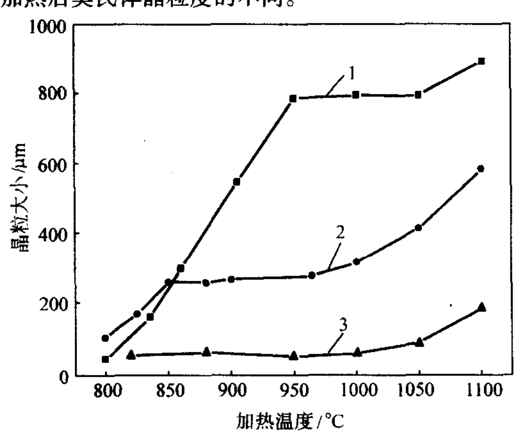


图 3.2-5 不同炉号的本质细晶粒钢 55DTi 的晶粒长大曲线，加热速度 3℃/s，1、2、3 代表不同炉次

由初始晶粒长大到稳定晶粒是快速加热独具的特性，通过快速加热可以测得初始奥氏体晶粒的大小。按一般规程在普通炉中加热时，由于在相变温度区间停留时间长，在奥氏

体完成转变后，就达到了稳定的奥氏体晶粒度，实际上没有反映真正的初始奥氏体晶粒情况。图 3.2-6 给出了细晶粒 55DTi 钢在普通炉中缓慢加热（加热速度为 0.2℃/s）和快速加热（加热速度为 3～1 000℃/s）时的晶粒大小－加热温度曲线。由该图不难看出，对于同一炉号的钢材，采用快速加热可得到细得多的晶粒，从而获得更高的性能。

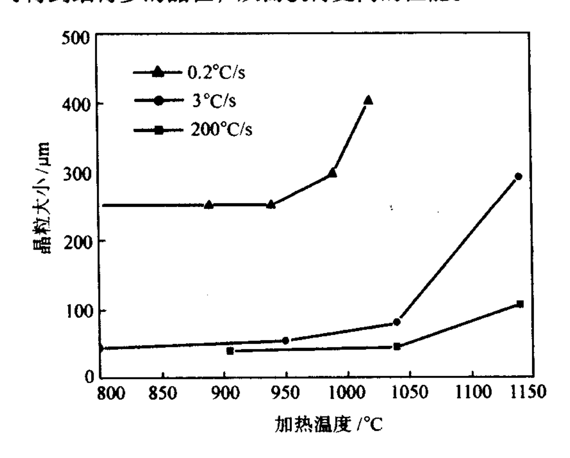


图 3.2-6 细晶粒钢 55DTi 的奥氏体晶粒尺寸与加热速度的关系

稳定晶粒尺寸的大小和随后的长大倾向性，与难溶的第二相质点的数量、尺寸、分布状态以及它们在加热过程中的变化有着密切的关系。难溶相有几种时，当其中一种质点溶解或聚集长大后，随即发生奥氏体晶粒长大，并暂时稳定到另一晶粒尺寸。此时，晶粒尺寸大小由另一类型的质点状态所决定，当它又发生溶解或聚集长大时，晶粒又会长大，再过渡到另一稳定尺寸。最后，当一些能够阻碍晶粒长大的质点都消失时，晶粒就将继续长大。

1.1.3 奥氏体的均匀化

由快速加热时的奥氏体的形成过程可知，与缓慢加热转变不同，珠光体到奥氏体的转变不是在恒定温度下，而是在 A_1 以上的一个温度区间内形成的。形成温度越低，可能形成奥氏体的碳浓度越高。随着温度升高，可以形成碳浓度较低的奥氏体。因此，共析钢快速加热时，全部完成 $\alpha \rightarrow \gamma$ 相变（即 α 相全部转变为 γ 相）后，仍然残留着渗碳体。在进一步加热或保温的过程中就进行着渗碳体的溶解和奥氏体中碳浓度的均匀化过程。同样，在亚共析钢中，自由铁素体向奥氏体的转变，也随着加热速度的提高，转变温度会上升，形成的奥氏体的碳浓度降低。另一方面，随转变温度的增高，渗碳体与奥氏体的平衡碳浓度增大，即可能形成最高浓度的奥氏体的碳浓度也增大，这将增加奥氏体中碳浓度的不均匀性。在加热速度很快时，刚刚完成奥氏体转变后，所形成的奥氏体的碳浓度是极不均匀的。加热速度越快，奥氏体中的碳浓度越不均匀。例如 40 钢以 200℃/s 的速度加热到 920℃，淬火后在原来珠光体的地方可发现碳浓度为 1.6%～1.7%的马氏体。而 T8 钢以同样的加热速度加热到 840℃淬火后，靠近碳化物处马氏体中的碳含量达到 1.95%。这种不均匀性显然将严重影响钢材的性能。

对 20 钢进行高频加热淬火后的分析表明，在亚共析钢中珠光体平均晶粒尺寸为 65 μm，铁素体平均晶粒尺寸为 115 μm 的情况下，以 30℃/s 的速度加热到 800℃时，碳实际上只在珠光体区扩散。以同样的速度加热到 920℃淬火时，珠光体心部区域的碳浓度降到 0.6%，但铁素体心部区域的碳浓度几乎没有增加；加热到 1 000℃时，铁素体心部区域碳浓度才增至 0.07%，原珠光体区的碳浓度降到 0.42%；加热到 1 100℃ 时，原珠光体区的碳浓度（0.14%）仍比原铁素体区的碳浓度（0.11%）高些；加热到 1 300℃时，碳浓度才近乎完全均匀。用 130℃/s 和 230℃/s 的加热速度加热时，所得的结果与 30℃/s 加热时的相似。淬火后，马氏体的不均匀程度，随加热速度的增大而严重。此外，原始组织越粗大，在同样的加热条件下奥氏体也越不均匀。

高碳钢的实验结果也表明，远在碳化物还未完全溶解之前，淬火后就达到了最高硬度。

为消除或减轻奥氏体中碳浓度的不均匀性现象，应在奥氏体转变完成后继续提高加热温度。原始组织越粗和加热速度越快，使奥氏体中碳浓度达到钢的平均碳含量时所需加热的温度越高。

钢中的合金元素对碳的均匀化时间有着显著地影响。实验证明，Ni 与 Mn 虽然使 $\alpha \rightarrow \gamma$ 转变过程稍为减慢，但加快碳化物的溶解过程；而 Cr 使上述两个过程都减慢了。

对合金钢来说，除碳的均匀化问题外，还有合金元素本身的均匀化问题。各种合金元素在铁素体和碳化物中的分布是不相同的，形成碳化物的元素，如 Cr、W、Mo、V 等，大部分集中在碳化物中，不形成碳化物的合金元素，如 Ni、Si 等，大部分集中在铁素体中。加热形成单相奥氏体，或尚残留部分碳化物后，在原来碳化物所在地区碳化物形成元素的浓度较高，而不形成碳化物的所在地区元素浓度则较低，反之亦然。因一般合金元素在奥氏体中的扩散速度比碳要慢得多，为达到合金元素的均匀化就需加热到更高的温度。这就很易于造成过热。因此，一般说来，高合金钢不适于快速加热（如高频感应加热）淬火。但为获得较为均匀的奥氏体组织，对某些高合金钢可采用低加热速度（$\leqslant$20℃/s）或断续加热法。

1.2 钢快速加热对冷却转变的影响

钢在快速加热时所形成的奥氏体在晶粒大小、碳和合金元素分布等方面的特性，将对钢的冷却转变带来影响。

与炉中加热相比，快速加热时各温度下等温转变开始和转变终了的时间都提前了。快速加热时所得到奥氏体比普通炉中加热时所得到奥氏体的稳定性要低得多。对碳钢而言，主要有两个原因，其一是快速加热时所得的奥氏体晶粒比较细，其二是碳在奥氏体中分布不均匀。

对于含有碳化物形成元素的合金钢进行快速加热时，奥氏体的形成比碳钢复杂。快速加热不仅使奥氏体晶粒细化，改变精细结构，造成化学成分的不均匀性增加，而且也可能改变碳化物的溶解量。这种变化也会对奥氏体等温转变动力学带来影响。快速加热除像碳钢那样会使奥氏体稳定性降低（C 曲线向左移动）外，还在很大程度上使曲线的形状发生变化。当快速加热不能使碳化物全部溶解时，这部分碳化物本身也使过冷奥氏体的稳定性急剧降低。在快速加热时即使采用较高的加热温度，这些碳化物也不易溶解，例如含 0.56%C 和 1.06% Cr 的钢，以 200℃/s 的速度加热到 950℃时，其马氏体中的碳含量（即奥氏体中的碳含量）仅是 0.37%，而普通炉中加热时则达到钢的平均浓度（0.56% C），即碳化物全部溶解。未溶碳化物和奥氏体成分的不均匀性，将使奥氏体等温分解时易于形成新相的晶核。此外，未溶碳化物阻碍奥氏体晶粒长大，由于它的存在，使快速加热时晶粒的细化效果增大。这些都是降低奥氏体稳定性的因素。

在中温转变区域，快速加热对过冷奥氏体稳定性的影响更为显著。这可能是由于非自发晶核对新相的形成比在珠光体转变区域有更大的作用。中温区域过冷奥氏体转变不需要有合金元素的扩散，仅需碳原子的扩散。在快速加热时碳浓度的不均匀性，会促使过冷奥氏体分解过程的加速。

关于快速加热对钢材冷却转变的影响，可得到以下的主要结论：

1）无论对碳钢和合金钢而言，采用快速加热时，由于加热速度快所造成的奥氏体晶粒细化，碳或合金元素溶解不充分，在奥氏体中分布不均匀等因素，都会使过冷奥氏体稳定性降低，即快速加热与普通加热相比，会使钢的淬透性减小。

2）钢材采用快速加热时，过冷奥氏体的等温转变动力学，除决定于化学成分外，还决定于快速加热规范：加热温度和相变区间的加热速度。此规范决定了奥氏体的晶粒大小、成分、均匀性和第二相的存在情况。奥氏体化的温度相同时，加热速度越大，过冷奥氏体的稳定性就越低。

1.3 快速循环加热淬火法制备超细化晶粒

晶粒度等级可以用 $n=2^{N-1}$ 的关系式计算出来，其中 n 是放大100倍时每平方英寸视野内的平均晶粒数，N 是晶粒度等级。目前5级以下的晶粒称之为粗晶粒，5级以上的晶粒称之为细晶粒。在通常的生产条件下很少能达到10级晶粒度，故将10级以上的晶粒（晶粒平均直径 <0.01 mm）称为超细晶粒。

对于具有均匀分布铁素体和渗碳体组织的钢材，当快速加热速度达到100～1 000℃/s时，能够得到14～15级的“超细化”的初始奥氏体晶粒度，但是在快速加热条件下刚刚形成奥氏体的化学成分是很不均匀的，此时可能伴随着奥氏体晶粒的长大；此外，对具有自由铁素体组织的亚共析钢，为使自由铁素体溶解，全部完成奥氏体转变的温度就要显著升高，因而初始奥氏体晶粒就会增大，通常低于12级，而且达到均匀化的温度也显著地提高。对一般成分的钢材，用普通快速加热处理，并非总能达到奥氏体晶粒的高度超细化。

快速循环加热淬火法，是利用快速加热方法，以较高的加热速度，并通过多次循环加热与冷却，使钢材发生多次相变，而达到奥氏体晶粒的超细化目的。

超细奥氏体初始晶粒随着快速加热温度的不断提高或时间的延长，将逐渐长大。因此，在生产实际中欲获得14～15级的超细奥氏体晶粒，采用普通的快速加热是难以达到的。但若加热速度和加热温度适当，对于经过调质处理的钢材获得10～12级是容易做到的。

若获得小于10级以下的超细晶粒，可采用快速循环加热淬火法，这种方法适用于能够进行淬火强化的所有钢材。

快速循环加热的主要参数是加热速度和加热温度，加热速度的影响与加热温度的影响刚好相反。加热速度减小时，奥氏体晶粒的不均匀程度降低，而平均晶粒尺寸增大。

1.4 表面淬火时的残余应力

1.4.1 热处理过程中的内应力

加热和冷却是热处理中必不可少的工序，一般来说，零件在加热和冷却过程中，各处总要出现不均匀的温度分布。加热时零件表面的温度高，心部的温度低；冷却时则相反。特别对淬火来说，快速冷却通常是必要的条件，这就不可避免地在零件表面和心部产生很大的温差。这种温差引起体积膨胀程度的差异，即温度较高的地方体积膨胀量较大，温度较低的地方体积膨胀量较小。又由于零件是一个整体，各部分是连在一起的，尺寸不能自由变化，而是互相牵制，因此分别产生压缩和拉伸变形来维持零件的连续性，这就造成内应力。这种直接由温差引起的体积膨胀差异而形成的应力称为热应力。此外由于温度不同，零件表面和心部的组织转变将不同时发生，而且由于组织转变伴有体积效应，从而也造成内应力。这种由组织转变不同时性而引起的应力，称为组织应力。

如果热应力或组织应力不超过材料所处温度下的屈服点，即不产生塑性变形，在理想情况下，当温度最终达到一致或组织转变都能够最终进行同样程度时，零件中的内应力也就完全消失了。反之，如果内应力超过材料的屈服点，而在零件的各部分尺寸达到相同温度后所产生的不均匀的塑性变形仍不能一致时，最终就必然相应地在零件中产生拉伸与压缩的弹性变形，而造成所谓的残余应力。

热处理中产生的热应力与组织应力，是造成零件变形和开裂的直接原因。残余应力的存在，在零件的机械加工过程中，由于平衡状态的破坏，过渡到另一平衡状态，也引起零件的变形。此外，残余应力对零件的性能，特别是对疲劳性能有重大的影响，残余应力的合理分布能够显著提高零件的寿命，反之亦能使零件寿命降低。因此，研究热处理过程中的内应力是十分重要的。

上述内应力是在零件各部分间相互平衡的，属于第一类内应力，此外还有在微观区域平衡的第二类内应力、原子尺寸内平衡的第三类内应力。在表面硬化处理中，对零件力学性能发生主要影响的是第一类内应力。

1.4.2 表面淬火时内应力产生过程和特征

零件在表面淬火时，只把表面加热到高温，于是在表层和心部之间存在很大的温度梯度，而且又只在零件表面层中发生相变，因此内应力的产生和残余应力的分布都与普通加热淬火时的不同。

（1）表面淬火时的热应力分布

图3.2-7为用工业纯铁圆柱形试样进行表面淬火后得到切向残余应力分布的曲线。加热后，采用激烈的喷射冷却。由于该材料的碳含量极低，所以整个过程的内应力基本是热应力引起的。这样可使问题的分析简化，在此基础上便于搞清在有组织应力综合作用时的内应力变化规律。

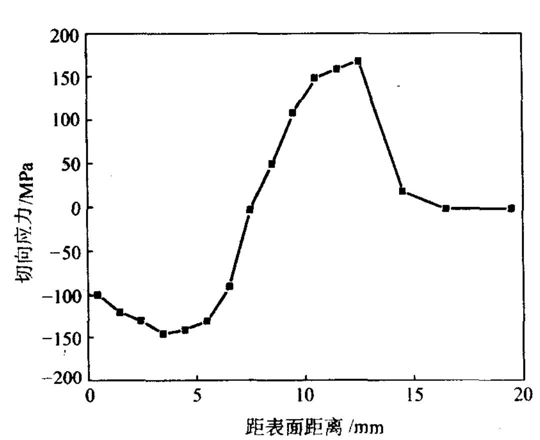


图3.2-7 直径为39 mm的工业纯铁表面淬火后的切向应力分布（淬火温度880～900℃）

首先分析表面加热时内应力的产生过程。表面加热时，表面的热膨胀受到低温心部的约束，出现压应力。但在超过650～700℃时，将产生塑性变形，因表层在轴心方向不能自由伸长，变形主要发生在径向。由于塑性变形引起应力松弛，应力几乎完全消失，所以通常可以不考虑表面加热时的内应力。严格地说，无论在加热层或过渡层，在加热后内应力还是存在的，有时也必须考虑。当进行剧烈的冷却时，最表层的体积开始收缩，并立即受到内层的阻碍，表面受到拉应力的作用。当还处于比较高的温度时，最表层将产生塑性变形，应力很小。冷至600～500℃以下时，材料的屈服点急剧提高，最表层的拉应力迅速增大。此时，处于最表层下面的区域，仍处于较高的温度，随后这个区域也逐渐冷却。它的收缩将使最表层的拉应力下降，并使最大拉应力所在的位置，向零件心部方向移动。有人认为，如果加热层的厚度为1.5～2 mm以上时，则由于内层的冷却，最终不但可使表面

的拉应力完全消失，而且可以转而使最表层受到残余压应力的作用。由此可见，这里存在着在一定条件下，表层拉应力的减小，向心部过渡及可能使表层最终受到压应力作用的转化问题。转化的条件无疑是十分重要的。在图3.2-7的实验条件下，表面最终是受压的。

表面热应力的产生与加热冷却条件紧密相关，在其他实验条件下，可能得到更为复杂的应力分布。

由图3.2-7可知，热应力所引起的残余应力一般是不大的。图中最表层的残余压应力是100～200 MPa，内部的残余拉应力大小也大致相近。

（2）表面淬火时的组织应力分布

在加热时，铁素体或铁素体与珠光体的混合组织转变为奥氏体，虽然伴随着比容的减小，但因转变温度高（700℃以上），材料的屈服点很低，组织应力是极小的。此外，在加热过程中发生上述相变时，造成体积减小与温度升高引起的体积增大，将部分地相互抵消。因此可以认为冷却前零件内部基本没有内应力的作用。

冷却时，马氏体相变温度一般在200～250℃以下。由于马氏体比容比奥氏体大，所以冷却转变件随着体积的膨胀。此时材料的屈服点高，在急冷的开始阶段，表面将生成很大的压应力。随之，靠近最表层的区域温度也降至马氏体点以下，而逐层开始马氏体转变，发生相应的膨胀，它将使最表层的压应力降低，并使最大压应力所在的深度向心部方向移动。在次表层，由于温度低于 Ac_1，冷却时不发生马氏体转变。因此，最大压应力出现在表面区，在次表面区只能出现拉应力。显然，在表面淬火时，马氏体相变总是在表面造成残余压应力。

用于表面淬火的一般中碳钢零件，在热处理过程中产生的应力是热应力和组织应力共同作用的结果。通常情况下，残余应力可分为轴向、切向和径向，轴向残余应力与切向残余应力的分布特性是相同的，在数值上也相近，因此通常只测量其中一种应力，表面淬火后在表面一般为残余压应力。一般所讨论的应力，在不给予特别说明时，都是指切向应力或轴向应力。径向应力总是拉应力，其数值较小，对表面淬火零件的性能不发生主要影响。

1.4.3 表面淬火区边界处的残余应力

由于零件形状和工艺方面的原因，许多零件表面淬火区并不是由端部开始的。例如长轴件进行连续加热表面淬火时，常常从轴端过渡圆角以下开始淬火，在另一端某处终止淬火。在淬火区与未淬火区之间，存在着一个边界区，此处的残余应力分布对零件的使用寿命有十分重要的影响，必须进行研究。

在考查这个边界区域的残余应力时，首先应注意到此处加热温度和金属组织的变化。在淬火区方面，加热温度高于材料的上临界温度 Ac_3，淬火后表面完全为马氏体组织；而未淬火区方面为原始组织，在它们之间，必然存在着温度在 Ac_3 与 Ac_1 之间的区域，它在淬火后得到马氏体和铁素体的混合组织。此外，在与之毗连的一定范围内，淬火加热时也达到较高的温度（温度在500～600℃至 Ac_1 之间），加热时因屈服点很低，发生了塑性变形，而后也受到急剧的冷却。

实验表明，在完全马氏体组织区具有很大的残余压应力，一般可达到700～800 MPa。在马氏体与铁素体的混合组织区也具有残余压应力，但随着离完全淬火区距离的增大和马氏体比例的减小，残余压应力值逐渐减小。Ac_1 以下的加热区，残余应力的符号与大小同温度分布有关。一般说来，由于没有马氏体相变，残余应力在此区域将由压应力变为拉应力，随着离表面距离的增加，出现拉应力峰值后又逐渐下降，以与表面残余应力相平衡。当然，淬火区表层发生马氏体转变和体积膨胀时，对邻近的区域应力是有影响的，但由于表面的变化受到低温心部的牵制，在轴向不可能产生很大的变形。主要变形发生在径向上。

图3.2-8所示是直径65 mm、长90 mm试样局部表面淬火时在边界处的残余应力分布曲线。为了分析热应力和组织应力的作用，试样材料包括45钢和工业纯铁两种。加热温度为880～900℃，总加热时间4.5 s。加热至750℃以上的深度为4 mm。由图3.2-8可见，淬火区残余压应力主要是由组织应力引起的（两种试样的加热和冷却规范相同，热应力应是相同的）；而相邻区的残余拉应力，受材料的影响较小，故可认为主要是由热应力引起的。但淬火区表面的马氏体转变对残余拉应力是有影响的，所以45钢试样中的残余拉应力比工业纯铁小。

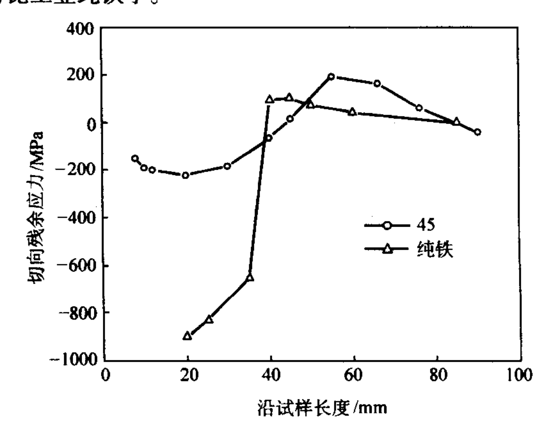


图3.2-8 表面局部淬火试样的残余切应力分布

对淬火区边界而言，最重要的问题是在这里产生了残余拉应力，如它处于零件的工作尺寸范围内，将易于成为疲劳断裂的起源。在零件设计和表面淬火操作时必须注意到这一点。

此外，承受局部表面淬火的零件，在淬火区内的表面残余压应力比整个长度范围内全部进行表面淬火的零件的表面残余压应力高得多。这是由于局部表面淬火时，处于低温的刚性状态的两端，限制加热部分的轴向膨胀，使淬火层的压应力显著增大。

关于表面淬火区边界的残余应力，还有两个邻近淬火区间的残余应力的问题值得着重分析。某些零件往往要求两个局部区域分别进行表面淬火。当这两个淬火区相距较近或重叠时，在它们之间将出现一个过渡区。这个过渡区具有非常危险的应力状态，可导致零件在使用时由此处开裂。当第一个区域淬火后，若下一个淬火区离它很近或重叠，必将使第一个淬火区发生局部回火，图3.2-9所示是残余应力和硬度的分布情况。从硬度测量结果可以明显地看出重叠区的低硬度和高拉应力。

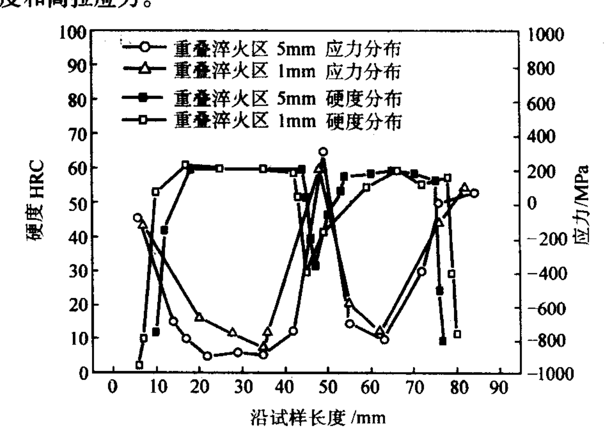


图3.2-9 两个淬火区接头处的残余应力分布

邻近淬火区最大残余拉应力的数值，与两淬火区的间距及加热条件有关。淬火层越深时，为降低最大残余拉应力，邻近淬火层的间距也要越大。

1.4.4　残余应力对零件疲劳抗力的影响

大量的实验证明，零件中的残余应力对使用性能，其中尤其是对疲劳性能的影响最大。表面淬火的大量应用，不仅由于它能使零件的表面组织得到改善，还由于它能够造成十分有利的残余应力分布状态。

疲劳破坏的理论研究指出，在一般情况下，疲劳的初始裂纹起源于零件的表面层，而拉应力对疲劳裂纹的产生和发展最为危险。因此，当零件表面存在残余拉应力时，在周期性交变应力的作用下，它将与外部的拉应力相叠加，从而促使疲劳破坏提早产生。反之，表面存在残余压应力时，将与外力产生的拉应力抵消一部分，延长零件的使用寿命。可见，受交变负荷作用的零件的寿命关键在于表面和表面层的应力状态。另外，大多数零件多在弯曲或扭转载荷下工作，最大工作应力也分布在表面，更可以看到表面层应力状态的重要作用了。

但是残余压应力也不是越大越好，实际上在增大轴向和切向残余压应力的同时，不可避免的要使径向残余拉应力增大，它在一定条件下将降低零件的疲劳寿命。

实验表明，零件的表面有应力集中时，表面的残余压应力对于消除其有害作用十分有效。

1.4.5　影响残余应力分布的因素

(1) 淬火层深度

用中心带孔的圆片形试样［试样化学成分（质量分数）：C0.42%、Si0.15%、Mn0.45%、Cr0.1%、P0.27%、S0.016%］所测得的结果表明，随淬火层深度增加，无论是表面的还是距表面一定深度处的最大残余应力，开始时均随之增大，达到最大值后，继续增加淬火层深度，则随之降低，如图 3.2-10 所示。对一定材料的零件，存在着一个能产生最大残余应力的深度。

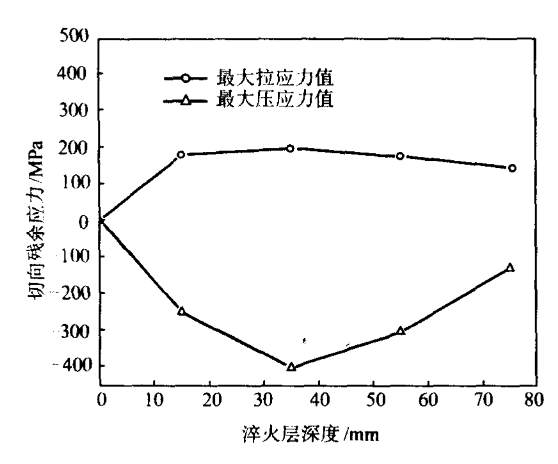


图 3.2-10　淬火层深度与最大残余应力的关系

为获得合理的残余应力分布，加热规范的选择必须考虑到淬火层厚度与总加热层厚度的比例。在总加热区中，达不到相变温度的区域为次表层的过渡区。图 3.2-11 示意地给出了残余应力与过渡区宽度间的一般关系。淬火层与心部组织之间的过渡层极薄（在硬度分布曲线上，表现为表面淬火高硬度急剧降到心部低硬度）时，最大残余拉应力接近表面（曲线 a）；过渡层增宽时（硬度由表面到心部下降平缓），最大残余拉应力也逐渐远离表面，但宽度较大时将引起表面残余压应力的降低（曲线 c）；若过渡层非常宽时，将出现两个，甚至三个残余拉应力峰，使靠近表面处重新出现残余拉应力峰值（曲线 d）。最理想的情况是使表面残余压应力很高，而最大残余拉应力峰离表面距离又足够大（曲线 b）。

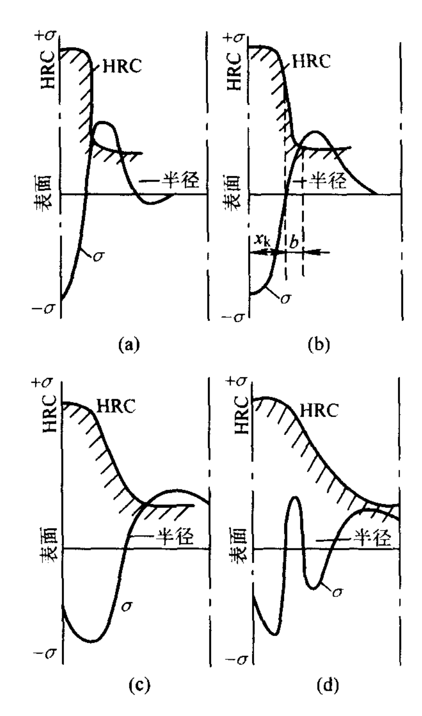


图 3.2-11　残余应力与过渡区宽度之间的关系

(2) 预热

零件快速加热前在炉中进行预热，可以显著减小淬火后的最大残余拉应力值。随预热温度升高，残余拉应力峰值减小，位置向心部方向移动。显然，残余拉应力分布的这种改变是十分有利的。在工艺方面，残余拉应力的减小可以避免产生淬火裂纹。例如，经过 350～400℃预热后，对于许多合金钢齿轮，便可以有效地消除淬火裂纹。为避免冷轧辊表面淬火时产生裂纹，在生产上也广泛采用了预热。用预热法改善残余拉应力分布，其优点还在于并不降低零件表面的残余压应力值。因为加热层中的残余拉应力，主要是由热应力引起的，其大小基本决定于加热层和心部温差所造成的尺寸差，两者差值越大，残余拉应力也越大。零件预热提高了心部的温度，缩小与加热层的温差，从而减小拉应力值。但并不改变马氏体相变的体积效应，故不降低由它引起的残余压应力的大小。所以经过预热后进行表面淬火，可以得到更为合理的残余应力分布。

(3) 回火

快速加热表面淬火后进行回火，可以显著地降低零件内的残余应力。随着回火温度的提高，残余应力不断下降。为保持表面的高硬度，表面淬火零件一般只进行低温回火。低温回火时硬度的降低，主要是由于马氏体分解引起比容下降的结果。

在对表面淬火件进行快速加热回火，或者用其他方法对表面淬火件进行快速加热时，如果回火加热区的厚度小于淬火层的厚度，必须注意到零件表面可能出现危险的拉应力。此时，仅淬火层的外层一部分受到加热，发生马氏体分解和比容减小，内层仍保留马氏体组织，因此在外层产生拉应力。

2　火焰加热表面淬火

2.1　火焰加热表面淬火原理及优缺点

火焰加热表面淬火是以高温火焰为热源的一种表面淬火

法，它是将工件置于可燃气体（通常是氧气和乙炔气）产生的火焰加热到奥氏体化温度，经水或水溶液冷却，获得一定硬度、厚度硬化层的表面淬火法。

火焰淬火必须保证供给表面的热量大于自表面传给心部及散失的热量，以便达到所谓"蓄热效应"，才有可能实现表面淬火。与其他表面加热淬火法（如感应加热表面淬火）相比较，火焰加热表面淬火法的优点是：

1）设备简单、投资低、使用方便；

2）方法灵活，不受工件体积大小的限制，适用钢种广泛，可实现多品种少量或成批局部快速表面淬火；

3）淬火后表面清洁，无氧化、脱碳现象，变形也小。

火焰加热表面淬火法的缺点是：

1）只适用于喷射方便的工件表面，薄壁零件不适合于火焰加热表面淬火；

2）过薄的淬硬层（<1 mm）较难处理；

3）表面容易过热；

4）淬火质量受操作者的技术水平影响大；

5）操作中须使用有爆炸危险的混合气体；

6）不易实现机械化、自动化。

2.2　火焰的结构及其特征

火焰淬火可用下列混合气体作为燃料：①煤气和氧气（1:0.6）；②天然气和氧气（1:1.2 至 1:2.3）；③丙烷和氧气（1:4～1:5）；④乙炔和氧气（1:1～1:1.5）。不同混合气体所能达到的火焰温度不同，最高为氧、乙炔焰，可达 3 100℃，最低为氧、丙烷焰，可达 2 650℃。通常用氧、乙炔焰，简称氧炔焰。

乙炔和氧气的比例不同，火焰的温度不同。图 3.2-12 为氧炔焰的温度与其混合比的关系。由图可见，当 O_2 与 C_2H_2 的体积比 $C=1$ 时，C 值的微小波动，将引起火焰温度很大的变化；而 C 值在 1～1.5 之间，火焰温度最高，且温度波动较小。最常用的氧炔焰比例为 $O_2/C_2H_2=1.15～1.25$。

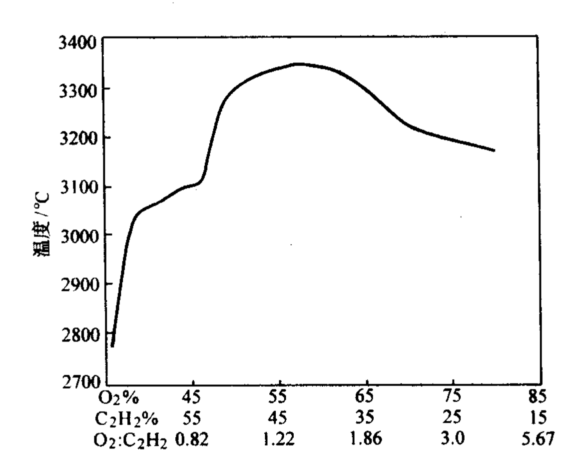


图 3.2-12　氧炔焰温度与其混合比关系

乙炔与氧气的比例不同，火焰的性质也不同，可分为还原焰（碳化焰）、中性焰和氧化焰。其火焰又分为焰心区、内焰区（还原区）和外焰区（全燃区）。其特性见表 3.2-1。火焰加热表面淬火的火焰选择有一定的灵活性，常用氧乙炔混合比 1.5 的氧化焰。氧化焰较中性焰经济，减少乙炔消耗量 20%时，火焰温度仍然很高，而且可降低因表面过热产生废品的危险。图 3.2-13 为中性氧炔焰的结构及其温度分布示意图。其中还原区温度最高（一般距焰心顶端 2～3 mm处温度达到最高值），应尽量利用这个高温区加热工件。

表 3.2-1　氧乙炔焰特性比较

火焰类别	混合比 β	焰心	内焰	外焰	最高温度/℃	备注
氧炔焰	>1.2，一般为 1.3～1.7	淡紫蓝色	蓝紫色	蓝紫色	3 100～3 500	无碳素微粒层，有噪声，含氧越高，整个火焰越短，噪声越大
中性焰	1.1～1.2	蓝白色圆锥形，焰心长，流速快，温度>950℃	淡桔红色，还原性，长 10～20 mm，距焰心 2～4 mm处温度最高，为 3 150℃	淡蓝色，氧化性，温度 1 200～2 500℃	3 050～3 150	焰心外面分布有碳素微粒层
碳化焰	<1.1，一般为 0.8～0.95	蓝白色，焰心较长	淡蓝色，乙炔量大时，内焰较长	橘红色	2 700～3 000	可能有碳素微粒层，三层火焰之间无明显轮廓

注：β 指氧与乙炔的体积比。

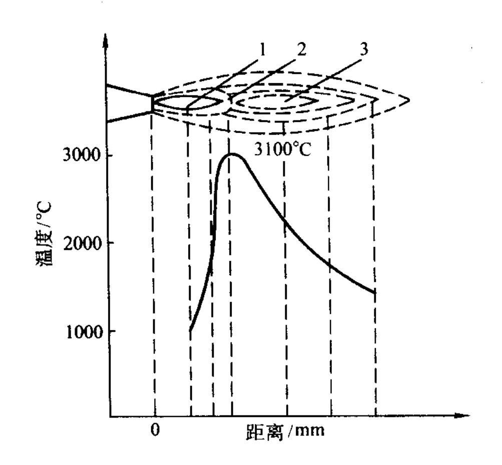


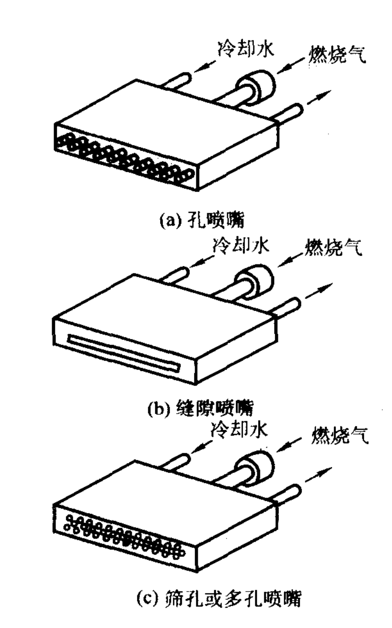
图 3.2-13　氧炔焰结构及温度分布示意图

1—焰心；2—还原区；3—全燃区

2.3　火焰淬火喷嘴

火焰表面淬火所使用的主要设备有：加热用的燃烧器、喷嘴、淬火机床和乙炔发生器。喷嘴的形状直接影响着火焰淬火的质量。为了获得均匀加热，达到一次淬火目的，要求火焰外形尺寸尽可能与淬火部位的形状尺寸一致，因而必须使喷嘴有相应的喷头外形保证。火焰淬火一般采用特别的喷嘴，基本上有如图 3.2-14 的三种类型。整个喷头由喷嘴，带混合阀的手柄管以及一个紧急保险阀组成。喷嘴必须通水冷却。

喷嘴还可以根据工件的形状设计成不同的结构。图 3.2-15 为几种不同形状工件淬火用喷嘴。扁形喷嘴是平面淬火用的，环形及扇形喷嘴用于圆柱形工件淬火，特形喷嘴用于沿齿沟淬火。

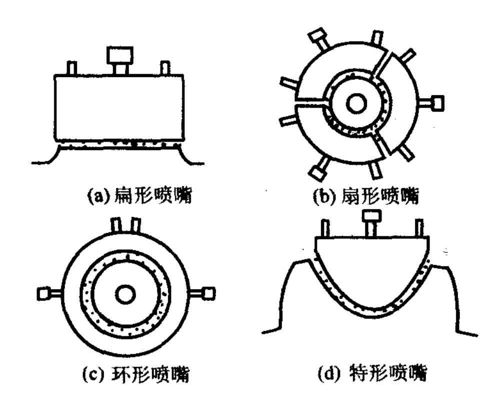


(a) 孔喷嘴

(b) 缝隙喷嘴

(c) 筛孔或多孔喷嘴

图 3.2-14 不同类型的喷嘴



(a) 扁形喷嘴 (b) 扇形喷嘴

(c) 环形喷嘴 (d) 特形喷嘴

图 3.2-15 不同形状工件淬火用喷嘴

2.4 火焰淬火工艺

根据工件需淬火的表面形状、大小、淬火要求以及淬火工件的批量，火焰淬火操作方法有如图 3.2-16 所示六种。

1）**同时加热淬火** 即欲淬火工件表面一次同时加热到淬火温度，然后喷水或浸入淬火介质中冷却（如图 3.2-16a）。它适用于较小面积的表面淬火，也适用于大批量生产，便于实现自动化。

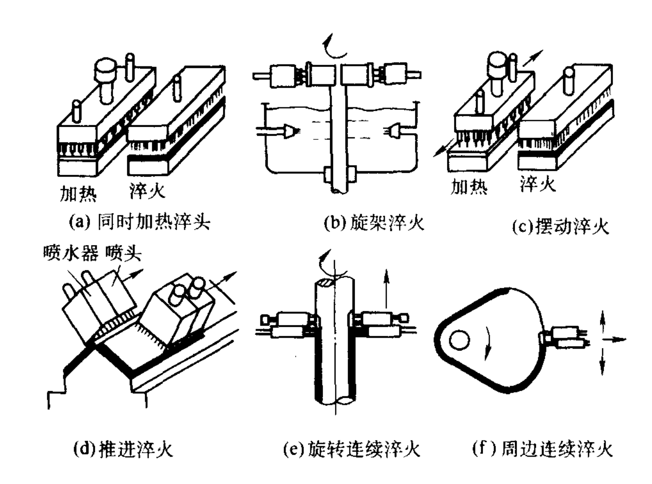
2）**旋架淬火法** 也称旋转淬火法，即工件在加热和冷却过程中旋转，可使工件加热均匀。适用于圆柱形或圆盘形工件的表面淬火（图 3.2-16b）。

3）**摆动淬火法** 靠喷嘴在工件上面来回摆动，以扩大加热面积。当欲加热部分表面均匀地达到加热温度时，采用和同时加热法一样的方法冷却淬火。它适用于较大面积、淬硬层深度较深的工件表面淬火（图 3.2-16c）。

4）**推进淬火法** 即火焰喷嘴连续沿工件表面欲淬火部位向前推进加热，喷水器随后跟着喷水冷却淬火（图 3.2-16d）。它适用于导轨、机床床身的滑动槽等的淬火。

5）**旋转连续淬火** 为旋转淬火与推进淬火法的组合，适用于轴类零件的表面淬火（图 3.2-16e）。

6）**周边连续淬火法** 火焰喷嘴和喷水器沿着淬火工件的周边作曲线运动来加热工件周边和冷却（图 3.2-16f）。此法的主要缺点是开始加热淬火区与最终淬火加热相遇时要产生软带。



(a) 同时加热淬头 (b) 旋架淬火 (c) 摆动淬火

(d) 推进淬火 (e) 旋转连续淬火 (f) 周边连续淬火

图 3.2-16 火焰淬火操作方法

2.5 火焰淬火前的准备工作及操作

适用于火焰淬火的材料是碳含量为 0.3%～0.6%（质量分数）的碳钢，碳含量为 0.3%～0.5%（质量分数）的低合金钢及低合金铸铁等。

为了获得良好的淬火质量，使钢的淬硬层深度与硬度均匀一致并具有强韧的心部组织，在淬火前应进行预先热处理，通常是进行正火或调质处理，以便得到细晶粒的索氏体加铁素体或回火索氏体组织。消除先前加工中的内应力和加工硬化现象。冷加工后直接进行火焰淬火是不适宜的，容易产生裂纹。

此外，对淬火工件表面要进行认真的清理和检查，表面污垢会影响淬火硬度的均匀性，表面划痕会使淬火表面应力集中，形成裂纹。火焰淬火中要使用有爆炸危险的混合气体，因此淬火前必须细致地检查设备、管道，健全安全措施。

大型零件进行表面淬火时，往往由于零件大、吸热多，加热温度不易提高，这样就得不到所需要的硬度和淬硬层深，所以在生产中采用预热的方法。经过预热的零件进行表面淬火，加热温度容易提高，淬硬层较深，从而淬火后硬度得到保证。所以在零件要求较深的淬硬层时，在淬火前一定要预热。合金钢零件、铸钢件和铸铁件进行火焰表面淬火时，由于材料的导热性低或韧性较差，形成裂纹的可能性较大，必须在淬火前进行预热。火焰淬火前的预热还可以增加热量储备，用以淬火后的自行回火。淬火前的预热和淬火可以采用同一喷头进行，但预热时火焰的强度应比较小，加热速度要缓慢。

一般认为火焰表面淬火的温度在 Ac_3 以上 80～100℃，淬火后得到的表面淬硬层约为 2～10 mm。对于不同的钢种采用的火焰表面淬火温度可参见表 3.2-2。

表 3.2-2 常用钢种火焰表面淬火温度

钢　号	淬火温度/℃	钢　号	淬火温度/℃
35	910～950	35CrMnSi	920～960
40	900～940	35CrMo	910～950
45	880～920	40CrMnMo	910～950
50	870～910	35CrMoV	930～970
60	860～900	40CrV	940～980
50Mn	860～900	37CrNi3	900～940
60Mn	850～890	40CrNi	880～920
65Mn	840～880	33CrNiMo	920～960
45Mn2	870～910	40CrNiMo	910～950
50Mn2	860～900	45CrNiMoV	920～960
40Cr	900～940	GCr9	910～950
45Cr	890～930	GCr15	920～960
35CrMn2	900～940	T8	840～880
33CrSi	980～1 020	T10	820～860
40CrSi	970～1 010	9SiCr	920～960

火焰表面淬火一般按下面操作步骤进行：

1）根据零件淬火表面的形状和尺寸决定操作方法。

2）由选定的淬火法选择燃烧器和喷头形状。

3）确定氧气和乙炔（或其他燃料）的流量和工作压力。

4）确定喷嘴与工件的距离。

5）确定喷嘴移动速度（连续淬火法）和加热时间（同时淬火法）。

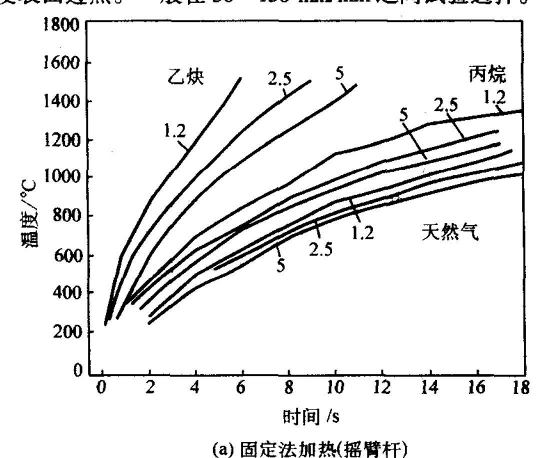
6）选择冷却剂的种类及其压力、温度（冷却液与火焰中心的距离由喷头结构决定）。

火焰淬火时，沿工件截面产生一温度梯度，它与火焰给热速度有关。供给热量的速度越大，温度梯度越大，加热至淬火温度以上的层深愈浅，反之亦然。

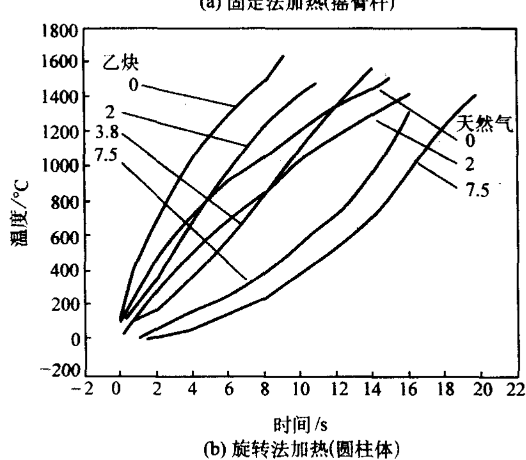
火焰淬火时，影响表面温度及淬硬层深度的因素有很多。

（1）表层加热温度的控制

火焰淬火是通过控制燃烧火焰还原区与工件的相对位置及相对运动速度来控制工件的表面温度、加热层深度及加热速度的。图 3.2-17a 是固定法加热摇臂杆时表面温度与加热时间的关系；图 3.2-17b 为烧嘴固定，圆柱体零件旋转加热时加热时间与表面温度的关系。火焰加热淬火温度比普通（炉中加热）淬火温度高 20 ~ 30℃。烧嘴与工件的距离对表面加热温度也有很大影响，一般认为焰心还原区顶端距工件表面 2 ~ 3 mm 为好，喷嘴移动速度显然也影响表面加热温度，移动速度太快，表面加热温度不够；移动速度太慢，则会使表面过热。一般在 50 ~ 150 mm/min 之间试验选择。



(a) 固定法加热(摇臂杆)



(b) 旋转法加热(圆柱体)

图 3.2-17 不同加热方式加热时表层温度与加热时间的关系（图中数字为距表面的距离，mm）

（2）冷却介质及冷却速度的选择

对于要求表面硬度高的工件，表面需急冷，一般在烧嘴上加工喷射孔喷射冷却液进行连续加热冷却。对于不需要急冷的合金钢或形状简单的碳钢小工件，可在加热后投入油或水中冷却，这种方法可得到较深的硬化层。对于合金钢，为避免淬火开裂，减少变形，可用喷雾或压缩空气冷却。加热停止与喷水冷却间隔时间也对淬硬层深度有影响，间隔时间愈长，表面温度下降愈多，加热深度加深。此应适当控制，一般以停留 5 ~ 6 s 为宜。在连续淬火或推进式加热淬火时，主要控制火焰喷嘴与喷水孔之间的距离，一般在 10 ~ 15 mm 之间。

火焰淬火后进行炉中回火或自回火，炉中回火温度为 180 ~ 220℃，保温 1 ~ 2 h。

2.6 火焰加热表面淬火的应用

火焰加热表面淬火技术是应用历史最长的表面淬火技术之一。它在重型机械、冶金机械、矿山机械、机床制造中得到广泛应用。它的适用范围很大，淬火表面部位几乎不受到限制。它可以淬硬较小的零件如车床顶针、钻头、气阀顶端、钢轨接头、凿子等，也可以淬硬大到直径 200 mm 以上的圆柱形零件，如吊车滚轮、偏心轮、支承圈等。与感应加热淬火技术相比，火焰加热淬火的设备费用低，方法灵活，简单易行，可对大型零件局部实现表面淬火。近年来，自动控温技术的不断进步，使传统的火焰加热表面淬火技术出现了新的活力。各种自动化、半自动化火焰淬火机床正在工业中得到越来越广泛的应用。

例如齿轮工作时表面接触应力大，摩擦厉害，要求表层高硬度，而齿轮心部通过轴传递动力（包括冲击力）。所以中碳钢制造的齿轮经调质处理后，再经火焰加热表面淬火可以达到应用的要求。

提升卷筒是电铲提升机构的重要部件，卷筒在工作中承受着钢丝绳频繁、剧烈的摩擦和很大的交变应力。因此对卷筒表面的硬度及硬化层的深度要求十分严格。美国 P&H 公司采用 P&H197（即 ASTM1045）钢，相当于中国的 45 钢，同时对卷筒绳槽采用天燃气氧进行火焰表面淬火，处理后表面硬度≥47HRC，层深≥3.2 mm。

国内公司采用丙烷氧火焰淬火的技术进行处理，丙烷氧火焰表面淬火有着它独具的优点。首先，在淬火加热时不易过热、压力稳定、可控可调；其次，丙烷气体价格低廉，其价格仅为乙炔气体的 1/15；再次，丙烷的使用比乙炔的使用要安全得多。类似丙烷氧专用火焰淬火技术在国外被广泛应用。经过对提升卷筒表面淬火的分析、喷枪及淬火设备的设计、改造、流量计的合理选用、安全装置的设置等工作后进行了多次工艺试验，工艺参数及试验结果见表 3.2-3，金相组织检验结果如表 3.2-4。试验件经淬火后解剖，表面硬度达到 50HRC，酸蚀后淬硬层深≥3.5 mm。通过试验，得到采用丙烷氧对电铲提升卷筒进行火焰淬火的优化的工艺参数，如表 3.2-5 所示。淬火后卷筒表面硬度和硬化层如图 3.2-18 所示，均满足了提升卷筒的表淬工艺性能，达到了国外先进水平且性能稳定。

表 3.2-3 工艺参数及试验结果

序号	丙烷流量 /$m^3 \cdot h^{-1}$	氧气流量 /$m^3 \cdot h^{-1}$	喷嘴移速 /$mm \cdot min^{-1}$	喷嘴至工件距离 /mm	表面硬度 HRC	酸蚀深度/mm	奥氏体晶粒度
1	1	2	120	—	53	3	—
2	2.3	3.6	100	14	54	4	7
3	2.2	3.4	100	13	52	5.3	7
4	2.05	2.8	100	11	53	4.25	7
5	1.75	2.6	100	11	55	3.5	7
6	2.3	3.5	110	11	—	4.0	—

表 3.2-4 金相组织检验结果

序号	表层金相组织	过渡层金相组织
2	马氏体	马氏体 + 屈氏体 + 铁素体
3	贝氏体	贝氏体 + 珠光体 + 铁素体
4	贝氏体	贝氏体 + 珠光体 + 铁素体
5	马氏体	马氏体 + 珠光体 + 铁素体

表 3.2-5 最佳试验工艺参数

丙烷流量 /$m^3 \cdot h^{-1}$	氧气流量 /$m^3 \cdot h^{-1}$	丙烷压力 /kPa	氧气压力 /kPa	淬火速度 /$mm \cdot min^{-1}$	喷嘴与工件距离/mm
2 ~ 2.3	2.8 ~ 3.6	80	800	95 ~ 105	10 ~ 14

由表 3.2-3、表 3.2-4 和图 3.2-18 可以看出，如果降低淬火速度，可以达到更深的硬化层深。喷嘴移速越慢，加热时间和预冷时间越长，一方面透热深度增加，另一方面均温时间长，这也增加了淬硬深度。在同样的加热时间下，淬火温度的提高会促使奥氏体化的进行，增加钢的淬透性，同时也增大了工件的内外温度差，促使传热过程迅速进行，增加透热深度。并且当表层组织为马氏体时其硬度波动远不如表层组织为贝氏体平缓；应力分布也不如后者理想，在很大的应力作用下不易产生内裂或表层剥落，同时后者硬度降低也不大，这样就可以为在生产上实现不回火创造了条件。

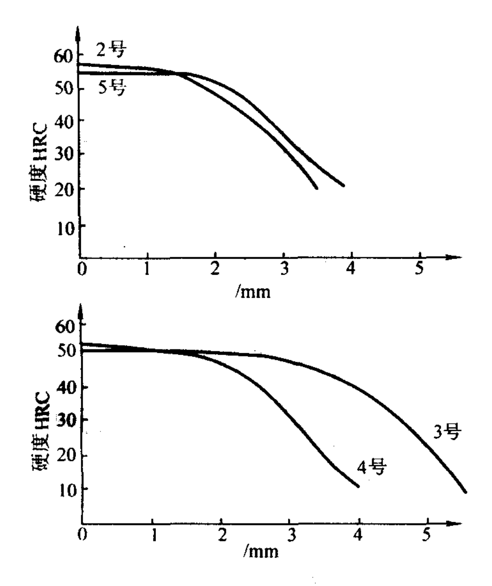


图 3.2-18 硬度与淬硬层深度曲线

3 感应加热表面热处理

感应加热是一种快速、稳定、非接触式的表面加热方法，它具有加热温度高、加热效率高、温度容易控制、可以局部加热、容易实现自动控制、作业环境好、能加热形状复杂的工件，以及工件容易加热均匀，产品质量好等一系列优点，在工业生产中获得了广泛的应用。目前，感应加热可用于金属熔炼、透热、热处理和焊接等过程，已成为冶金、国防、机械加工等部门及铸、锻和船舶、飞机、汽车制造业等不可缺少的能源。此外，感应加热也已经或不断地进入到人们的家庭生活中，例如微波炉、电磁炉都是用感应加热为能源。

3.1 感应加热的原理

3.1.1 涡流在感应加热中的作用

当导体中流过电流时，在导体周围将产生磁场，如果将导体的形状做成线圈，将在线圈附近产生固定方向的磁场。当线圈中流过交变电流时，在线圈内部和周围将产生交变的磁场。在感应加热时，置于感应线圈内的零件就被这个交变磁场的磁力线所切割，如图 3.2-19 所示。根据电磁场理论，变化着的磁场就产生感应电动势 e，并可用法拉第电磁感应定律表示如下

$$e = \int E \mathrm{d}L = -\frac{\mathrm{d}\phi e}{\mathrm{d}t} \tag{3.2-1}$$

式中负号表明，E 这个感应电场有反抗磁场的作用。

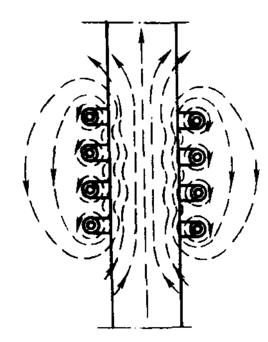


图 3.2-19 磁力线通过工件内部示意图

由于感应加热时，所用工业电流的频率是按正弦规律变化的

$$I = I_m \sin 2\pi f t \tag{3.2-2}$$

所以其磁通量亦有着相对应的正弦关系，即

$$\phi = \phi_m \sin 2\pi f t \tag{3.2-3}$$

故

$$\frac{\mathrm{d}\phi}{\mathrm{d}t} = \phi_m 2\pi f \cos 2\pi f t \tag{3.2-4}$$

或者

$$\frac{\mathrm{d}\phi}{\mathrm{d}t} = \phi_{md} \cos 2\pi f t \tag{3.2-5}$$

将上式代入式（3.2-1）得

$$e = -\phi_{md} \cos 2\pi f t \tag{3.2-6}$$

式中，$\phi_{md} = \phi_m 2\pi f$ 为磁通变化的振幅。它不但取决于零件截面上的最大磁通 ϕ_m，还与电流频率 f 成正比。在其他条件相同时，f 越高，感应电动势 e 也就越大。

由于感应电动势的存在，在零件表面薄层内将形成如图 3.2-20 所示的封闭的电流回路。通常把这种电流称为涡流。如上所述，由于感应电动势与原电路电势是反向的，所以在每一瞬间涡流方向总是与感应线圈中的电流方向相反。涡流强度I_f(A)决定于感应电动势 e 及涡流回路的阻抗 $Z = \sqrt{R^2 + X_L^2}$ (Ω)。根据欧姆定律，则

$$I_f = \frac{e}{Z} \ (\mathrm{A}) \tag{3.2-7}$$

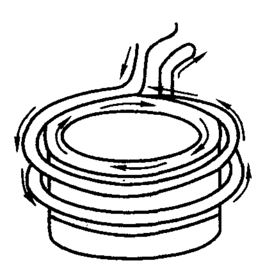


图 3.2-20 交变磁场在工件表面产生的涡流

由于 Z 通常很小，故 I_f 能达到很高的数值，使涡流回路产生大量的热，其热量（cal）可由焦耳 – 楞次定律确定

$$Q = 0.24 I_f^2 R t \tag{3.2-8}$$

零件实行感应加热主要是依靠这种热量。其次在感应加热铁磁性材料过程中，当起始加热温度尚未超过该材料的磁性转变点（居里点）的温度之前时，还会由于如图3.2-21所示的“磁滞现象”所引起的热效应。即通过感应线圈的电流是交变电流时，磁场强度则在 $+H_s \sim -H_s$ 之间发生变化，磁感应强度 B 就沿着 $b_s cdefgb_s$ 封闭回线进行变化，这条封闭回线称为磁滞回线。该磁滞回线所包围的面积，反映磁化周期所发生的磁滞损失，并以热能的形式释放出来，对零件起着加热的作用。但是这种磁滞损失引起的热效应，在加热中的作用是次要的，而且当加热温度超过材料的磁性转变温度时，材料就失去磁性，因而磁滞现象也就随之消失。

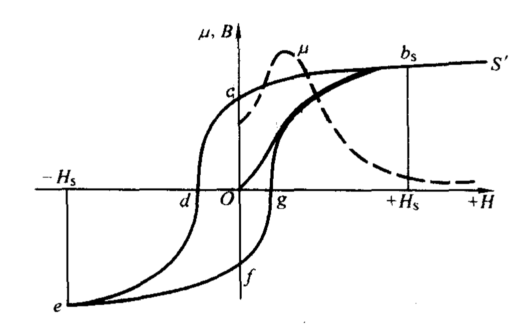


图3.2-21 磁化曲线与磁滞回线

3.1.2 涡流在金属表面层中的分布

零件在感应加热中的外部能源是来自交变磁场，因此确定磁场强度在零件中的分布情况，对了解零件的热量与温度的分布，是极为重要的。以圆柱形零件在线圈中的感应加热为例，经计算，涡流在零件表面层中的分布遵循指数衰减规律

$$\frac{I_r}{I_0}=e^{-x/\delta} \tag{3.2-9}$$

将式（3.2-9）画成曲线图，结果如图3.2-22（a）所示。式中 δ（cm）定义为感应加热的理论透入深度

$$\delta=\frac{1}{2\pi}\sqrt{\frac{\rho}{\mu f}} \tag{3.2-10}$$

式中，ρ 为电阻率，10^{-9} Ω·cm；f 为频率，Hz；μ 为导磁率，Gs/Oe。

式（3.2-9）和图3.2-22a表明涡流强度随表面距离的变化关系。可见，涡流分布是高度集中在零件表面层中，而且涡流强度随距表面距离增大而急剧下降。在实际应用中，规定 I_r 降至表面涡流 I_0 的 $1/e$（$e=2.718$，则 $1/e\approx36.79\%$）处的深度为“电流透入深度”，并用 δ（mm）表示，即用式（3.2-10）进行计算求出。如果 ρ 的单位为 Ω·cm，则可用下列公式

$$\delta=\frac{1}{2\pi}\sqrt{\frac{\rho\times10^9}{\mu f}}=5.03\times10^4\sqrt{\frac{\rho}{\mu f}} \tag{3.2-11}$$

在实用中可近似认为，涡流只存在于零件表面深度为 δ 的薄层中，而在薄层以内的心部中没有涡流。由于涡流产生的热量与涡流强度的平方成正比［见式（3.2-8）］，所以从表面向心部，热量的下降要比涡流下降更快。见图3.2-22（b）。经计算证明，86.5%的热量是发生在深度为 δ 的薄层内。因此上述规定在实际应用中具有足够的准确度。

从式（3.2-10）或式（3.2-11）可以看出，电流透入深度，取决于电流频率 f、零件材料的电阻率 ρ 和导磁率 μ。在材料的 ρ 和 μ 一定时，频率 f 越高，电流越趋向于表面，电流透入深度 δ 也就越浅。通常把上述现象称为表面效应。

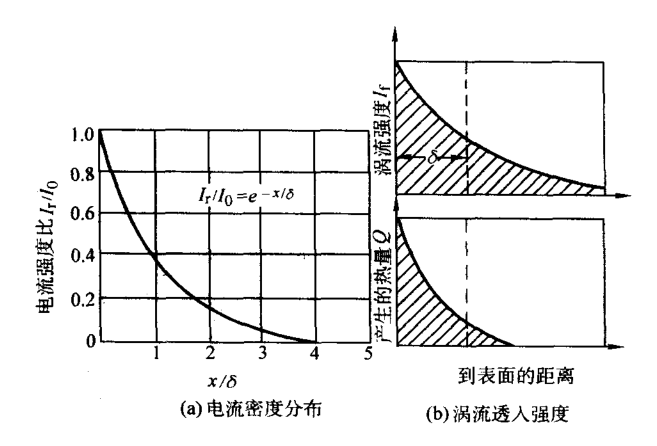


图3.2-22 涡流分布特性与电流透入深度

3.1.3 热态与冷态的涡流透入深度

钢件材料在感应加热过程中，其 ρ 和 μ 是要发生变化的。虽然电阻率 ρ 同磁场强度无关，但却要随温度上升而增大。在800～900℃的温度范围内，各类钢的电阻系数基本相同，约为 10^{-4} Ω·cm。导磁率 μ 的大小与材料的化学成分和磁场强度有关，几种材料的导磁率与磁场强度的关系如图3.2-23所示。在感应加热过程中，磁场强度一般是几十至几百奥斯特，相应的 μ 是20～100以上。但在材料失去磁性之前，导磁率基本不变，而达到居里点温度以上时，钢材就失去磁性，μ 急剧下降为真空的导磁率，即 $\mu\approx1$（见图3.2-24）。

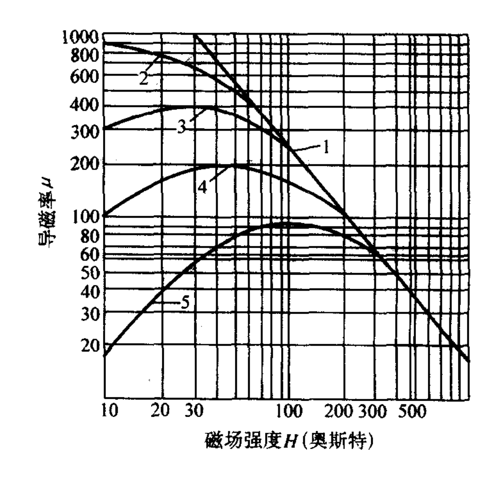


图3.2-23 几种材料的导磁率与磁场强度的关系
1—工业纯铁；2—0.3%C钢；3—0.45%C钢；4—0.6%C钢；5—0.83%C钢

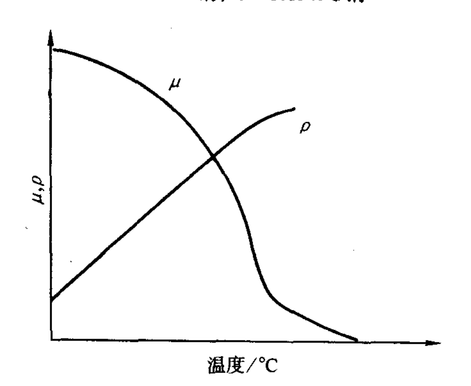


图3.2-24 钢材 ρ 和 μ 与温度的关系

由式（3.2-10）可知，随着温度的上升，会导致 ρ 增大和 μ 下降，则使涡流分布平缓，透入深度 δ 增大。当温度上升到磁性转变点时，特别是由于其中 μ 的急剧下降，可使涡流透入深度 δ 增大几倍至十几倍。若将 $\rho = 10^{-4}\Omega\cdot cm$ 和 $\mu = 1$ 代入式（3.2-11），那么材料在失去磁性后的涡流透入深度 δ。可按下式求出

$$\delta_{热} = \frac{500}{\sqrt{f}} \ (\mathrm{mm}) \qquad (3.2\text{-}12)$$

$\delta_{热}$称为“热态的涡流透入深度”。把材料在失磁前的涡流透入深度对应地称为“冷态的涡流透入深度”，并用 $\delta_{冷}$ 表示。表 3.2-6 列出了在各种频率下 45 钢冷态与热态的涡流透入深度。

表 3.2-6　45 钢的涡流透入深度 单位：cm

频率/Hz	15℃ $\rho = 2\times10^{-5}\ \Omega\cdot cm$ $\mu = 40$	800℃ $\rho = 10^{-4}\ \Omega\cdot cm$ $\mu = 1$
50	0.5	7.0
500	0.15	2.2
2 500	0.067	1.0
10 000	0.034	0.5
100 000	0.011	0.16
1 000 000	0.0034	0.05

3.1.4　钢铁材料感应加热的方式

由于涡流在钢铁材料中的分布有冷态和热态的区别，由此而导致感应加热方式上的不同，可分为透入式加热和传导式加热。

(1) 透入式加热

当感应线圈刚刚接通电流，工件温度开始明显升高前的瞬间，涡流在零件表面的分布是符合冷态分布曲线的，如图 3.2-25 中 δ_{20}所示。

由于越趋近零件表面涡流强度越大，因此升温也越快（见式 3.2-9）。当表面出现一超过失磁温度的薄层时，加热层就被分成两层：外层的失磁层和与之毗连的未失磁层。失磁层内的材料导磁率 μ 的急剧下降，造成了涡流强度的明显下降，从而使最大的涡流强度位于两层的交界处。

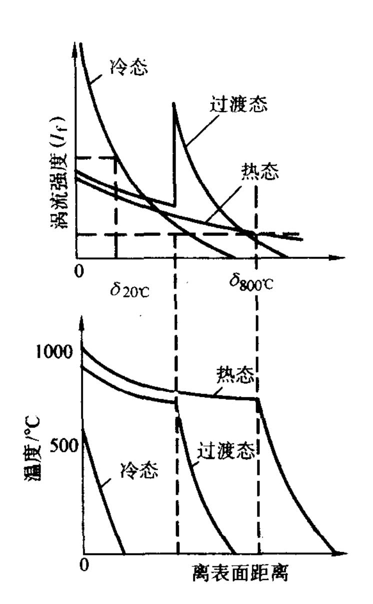


图 3.2-25　高频加热时工件表面涡流密度与温度的变化

涡流强度分布的变化，使两层交界处的升温速度比表面的升温速度更大，以此使失磁层不断向纵深移动。零件就这样得到逐层而连续的加热，直到热透深度 $\delta_{热}$ 为止。这种加热方式，称为透入式加热。它是铁磁性材料在感应加热过程中所具有的独特的加热方式。

(2) 传导式加热

当失磁的高温层厚度超过热态的涡流透入深度 $\delta_{热}$ 以后，如图 3.2-25 中 δ_{800}℃，涡流完全按着热态特性分布。在继续加热时，热量基本上是集中在厚度为 $\delta_{热}$ 的表层中，而在此层内越靠近表面，涡流强度和所得到的能量越大。同时，由于热传导的作用，加热层的厚度将随时间的延长而不断增大。当零件的加热层厚度远远大于材料在该电流频率下的热态的涡流透入深度时，那么这种加热层就是主要依靠热传导方式获得的，其加热过程及沿截面的温度分布特性同用外热源加热的基本相同，因此称为传导式加热。

3.1.5　两种加热方式的特点

钢铁材料在感应加热过程中，出现的上述两种加热方式，不但物理过程截然不同，而且其特点和实用价值也不相同。

(1) 透入式加深的特点

如前所述，在透入式加热过程中，当表面出现失磁的高温层后，电磁能就相对集中在毗邻的未失磁层中，此时表面温度虽然还在继续上升，但升温速度已明显地减慢，即加热层温度的上升和厚度的增大，是在表面高温层加热速度减缓的条件下进行的，表现出如图 3.2-25 中过渡态温度分布的特点，加热结果使能量集中在次表层，避免了表面的过热现象。

在一定时间内涡流透入层的温度，以及达到淬火温度的加热层向心部的发展速度，均取决于单位时间内向零件单位表面积所提供的能量，即比功率 Δp。

可以这样来估算它们之间的数量关系。把 1 厘米^3 钢。由 20℃加热到淬火温度，大致需要的热量是 5 000 焦耳，所以在 $\tau_{(s)}$ 内把 δ 厘米厚的薄层加热到淬火温度，需要的比功率（W/cm^2）为

$$\Delta p = 5\,000\,\frac{\delta}{\tau} \qquad (3.2\text{-}13)$$

或是

$$\tau = 5\,000\,\frac{\delta}{\Delta p} \qquad (3.2\text{-}14)$$

由此可见，预计的加热层 δ 越厚及规定的加热时间越短，比功率则越大；在一定的加热层厚度 δ 下，所用的比功率越大，则 δ 层达到淬火温度的所需时间 τ 就越短。当比功率 Δp 足够大时，达到淬火温度的时间很短，此时热传导的作用可以忽略不计，热效率较高。

综上所述，若要充分发挥透入式加热的优点，应满足以下两方面的条件。

1) 淬火加热层的厚度 δ_x 必须小于或等于热态的涡流透入深度$\delta_{热}$，即 $\delta_x \leqslant \delta_{热}$（cm），将此关系代入式（2.2-12）得

$$\delta_x \leqslant \frac{50}{\sqrt{f}}\text{或者}f \leqslant \frac{2\,500}{\delta_x^2} \qquad (3.2\text{-}15)$$

2) 如加热比功率足够大时，则 δ_x 层达到淬火温度的时间很短，热传导的作用可以忽略。

(2) 传导式加热的特点

当 $\delta_x > \delta_{热}$ 时，$\Delta\delta = \delta_x - \delta_{热}$，内层加热温度的上升，就得主要依靠热传导方式获得。在极端情况下，$\delta_x \gg \delta_{热}$ 时，可以认为 δ_x 的加热都是以热传导方式进行的。生产上采用高频率的电子管式设备进行深层加热时，就会出现这种情况。

在热传导过程中，被加热零件上的任何一点的温度和加热时间的关系，可由下列热传导方程求得

$$\frac{\partial T}{\partial \tau}=\alpha\frac{\partial T^2}{\partial X^2} \qquad (3.2\text{-}16)$$

式中，T 为温度；τ 为时间；α $(=\frac{\lambda}{C_t})$ 为导温系数；X 为热量传播的路程。

淬火加热层厚度 δ_x、比功率 Δp、表面过热度面 ΔT 和钢的导热系数 λ 存在下列关系

$$\Delta p=\frac{\lambda\Delta T}{\delta_x}=\frac{0.3\Delta T}{\delta_x} \qquad (3.2\text{-}17)$$

式中 $\lambda=0.3$ W/（cm·℃）（1 000℃钢的平均导热系数）。

同样，增大比功率 Δp，表面过热度面 ΔT 也增大，此时获得一定深度的加热层的时间缩短；反之，减小 Δp，ΔT 也减小，加热时间就延长。

比较透入式加热和传导式加热，可知透入式加热有如下特点：

1）表面温度超过 A_2 后，最大密度的涡流移向内层，表层加热速度开始变慢，不易过热，而传导式加热随时间的延长，表面继续加热容易过热；

2）加热迅速，热损失小，热效率高；

3）热量分布较陡，淬火后过渡层较窄。

3.1.6 感应加热的能量参数

决定感应加热速度和最终加热温度的最基本的参数，是加热比功率和加热时间。由于它们的数值大小可以表征零件所获得的能量，故称为感应加热的能量参数。

（1）加热比功率 P_0

在单位时间内向零件单位表面积供给的能量称为加热比功率 P_0，可用下列式来表示

$$P_0=\frac{W}{F} \quad (\text{kW/cm}^2) \qquad (3.2\text{-}18)$$

式中，W 为零件被加热表面所得到的功率，kW；F 为零件同时被加热的表面积，cm²。

P_0 的大小又可由下列关系式确定

$$P_0=K_0 I_i^2\sqrt{\rho\mu f} \qquad (3.2\text{-}19)$$

式中，K_0 为决定于感应圈和零件几何尺寸的系数；ρ、μ 分别为被加热零件材料的电阻率和导磁率；f 为加热电流频率，Hz；I_i 为感应器中的电流，A。

（2）各参数的影响

由式（3.2-19）可知，在频率 f 一定时，加热过程中零件材料的 ρ 和 μ 的变化，将使比功率 P_0 发生变化。在其他参数一定时，P_0 的大小将同 $\sqrt{\rho\mu}$ 成正比。如前所述，在加热开始阶段，μ 基本不变，而 ρ 不断上升，故 $\sqrt{\rho\mu}$ 不断增大；当零件表层温度达到材料的失磁点时，由于 μ 的急剧减小，将使 $\sqrt{\rho\mu}$ 而变小，结果使加热比功率 P_0 下降。

由于 ρ 和 μ 都是表征被加热材料物理性质的参数，所以通常把 $\sqrt{\rho\mu}$ 称为材料的吸收因子，它反映材料在一定温度下对电磁能的吸收能力。此外，在一般的感应加热条件下，零件材料 ρ 和 μ 的变化，反过来又将引起感应器中电流 I_i 的变化。这是因为负载的阻抗随着 μ 的变化而发生改变引起的。由式（3.2-19）可知，加热比功率 P_0 与 I_i^2 成正比，因而引起加热比功率 P_0 的显著变化。显然 I_i 对比功率的影响是通过改变电磁场强度而实现的。

综上所述，零件在加热过程中比功率是变化的，其变化来自两个方面：①材料吸收因子 $\sqrt{\rho\mu}$ 的改变；②电磁场强度的改变。此外还应该注意到电流频率的影响。由式（3.2-19）可知，在 I 和 $\sqrt{\rho\mu}$ 相同条件下，P_0 与 $\sqrt{f}$ 成正比。

由于比功率在加热过程中是变化的，所以在许多情况下常常采用平均比功率（在整个加热周期内比功率的平均值）表征其大小。平均比功率越高，则平均加热速度越大。

另一个重要能量参数是加热时间。在一定的平均比功率下，加热时间越长，工件所获得的总能量就越多。由于涡流透入过程的进展和热传导的作用，加热时间越长，加热层深度也就越深。

改变加热比功率的大小和加热时间的长短，就可以调节加热速度、最终加热温度及加热层的深度。

3.2 感应器

感应加热表面淬火是通过感应器来实现的。表面淬火的质量及设备的效率和利用率，在很大程度上都取决于感应器的结构设计与制造。

3.2.1 感应器的结构组成与分类

一般说来，感应器的设计应包括两部分：一是感应器的结构设计，因为零件的形状是各种各样的，而要达到表面均匀加热的目的，必须根据零件的形状、尺寸及热处理的技术要求来确定感应器的形状和尺寸；二是电气参数的计算（阻抗匹配）。对于表面淬火感应器来说，因为计算繁杂且不准确，而在高频和中频设备上都设有调谐装置，通过调谐可以使感应器及零件的阻抗同感应加热设备的电参数相适应，故通常都不需作复杂的计算。

（1）感应器的结构

如图 3.2-26 所示，感应器的结构由下列几部分组成：①感应导体（又称为有效圈或施感导体）产生高频磁场来加热零件；②汇流条（又称为汇流排）将高频电流输向感应导体；③连结机构（即夹持机构）将感应器的汇流条与淬火变压器夹紧；④冷却装置冷却汇流条和感应导体，或喷射冷却零件。在某些情况下，感应器还装有导磁体、磁屏蔽、喷水圈和定位卡具。

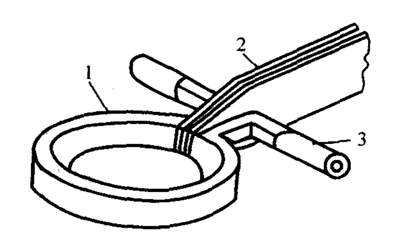


图 3.2-26 感应器示意图

1—感应圈；2—汇流条；3—冷却水管

（2）感应器的分类

感应器的种类繁多，但在研究感应器的共性和内在关系时，可作如下分类。

1）按电源分　可分为电子管式高频感应器和发电机式中频感应器。高频感应器的特点是：频率与电压较高，电流较小，不要求很高的机械强度，可用 0.5～1.5 mm 厚的薄壁纯铜管来制造，它除导电外，还便于通水冷却。中频感应器的特点是：频率与电压较低，电流大，要求较高的机械强度，在单作加热感应器用时一般可用 1.5～3 mm 的厚壁纯铜管或更厚的纯铜板来制造。因流过的电流很大，故汇流条也较粗大，连结机构同高频感应器的也有所不同。

2）按加热方法分　可分为同时加热感应器与连续加热感应器。同时加热感应器，除大批量生产用的以外，一般不带喷水孔，零件加热后，可用另设的喷水圈、水槽或油槽进行淬火。同时加热感应器可做成单圈的，也可做成双圈或多圈的。连续加热感应器，一般做成单圈，也可做成双圈。为了轴类零件在连续顺序加热时能同时进行淬火，感应器上一般地钻有 ϕ0.8～ϕ1.5 mm 的喷水孔，而喷水孔应与感应器轴线成 30°～45°角。

3）按感应器形状分　可分为圆柱外表面加热感应器、内孔表面加热感应器、平面加热感应器以及其他特殊形状表面加热感应器。

3.2.2　感应器设计的基本要求

实际应用的感应器结构形式虽然很多，但是它们的基本要求是相同的。只要掌握了感应加热的电磁转换的基本理论，结合生产实践，就可以根据零件淬火的技术要求，设计、制造出良好的感应器。

一般说来，感应器应符合下列要求：

1）被加热零件表面的温度尽可能均匀；

2）感应器损耗尽可能小，电效率要尽可能高；

3）冷却良好；

4）制造简单，有足够的机械强度，操作使用方便。

（1）感应器和零件之间的间隙

零件表面的感应加热可通过感应器将高频电能转换成感应涡流来实现。在感应加热中，感应器和零件之间应留有足够的间隙（一般为 2 ~ 5 mm）。当感应器和零件之间有间隙存在时，总有部分磁力线在间隙中通过，对零件不起加热作用，这种现象称为漏磁，如图 3.2-27 所示。而且间隙越大，漏磁越严重。

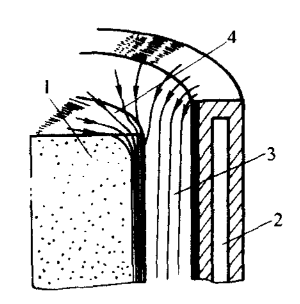


图 3.2-27　感应器加热时的漏磁和磁力线逸散现象

1—零件；2—感应器；3—漏磁；4—磁力线的逸散

除了漏磁外，还有磁力线逸散问题。磁力线逸散是指磁力线虽然穿过零件，也经过电磁转换变成了热能，可是这部分热能没有用于加热零件淬火的部分，而是加热了其他不需淬火的部分。在采用同时加热法加热圆柱外表面时，虽然是内磁场加热，但也有少量磁力线逸散。间隙越大，则逸散越严重，零件的热影响区也越宽，增大了功率的无益损耗。

采用外磁场加热时，磁力线的逸散更为严重。如在加热内孔时磁力线的逸散比加热圆柱外表面时要严重得多。内孔感应器的漏磁也很严重，因此效率很低（一般只有 40% ~ 50%）。

为了提高感应器的效率，保证淬火零件的质量，在确定感应器的结构设计时，应很好地考虑磁力线的分布要求。采用导磁体是克服磁力线逸散的有效方法，可将零件的加热宽度限制在最小的范围内。

（2）感应器的效率

感应器的效率是指感应器的输入功率同用于加热零件的有用功率之比，即

$$\eta = \frac{P_a}{P} \tag{3.2-20}$$

式中，η 为感应器的效率；P 为输入感应器的功率，即高频或中频淬火变压器的输出功率；P_a 为零件淬火表面吸收的功率。

感应器的效率取决于两个因素：一是感应器本身的阻抗损耗；二是感应器的漏磁和磁力线的逸散。

零件直径和频率对效率也有影响；如零件直径与热透入深度之比为 $D_0/\delta_{热} \geqslant 10$ 时，感应器的效率可略超过 80%；当 $D_0/\delta_{热} \geqslant 3.5$ 时，感应器的效率将下降到 70%；当 $D_0/\delta_{热} < 1$时，甚至不能把零件加热到高温。

感应器的效率还同高频及中频设备的阻抗匹配有关，当匹配不正确时，也会造成损耗增大。

感应器除有电效率外，还有热效率问题，加热时间越长，热效率越低，用大的比功率、短的加热时间，可以减少热损失。

感应器的阻抗由感应导体和汇流条两部分组成，汇流条的阻抗越大，在其上面损耗的功率越大。特别在设计制造内孔感应器时会明显地反应出来。因为一般内孔感应器的汇流条比较长，这时汇流条的损耗显著增加，严重时可使内孔表面难于加热到淬火温度，所以汇流条的阻抗越小越好。

（3）高频电流的特性及其应用

高频电流通过导体的特性包括：表面效应、邻近效应、圆环效应和尖角效应。

1）表面效应（集肤效应）　在高频电流的特性中，表面效应是最基本的，它不仅表现在原电流的线路中，同时也表现在感应电流中。表面效应也是提供选择高频电流频率的依据，即零件表面淬火层的深度应与高频电流透入深度相适应。

2）邻近效应　当有两个载有高频电流的导体靠近时，如果两导体中电流相反，将使两导体中电流分布不均匀，相邻两侧（内侧）电流密度大；如果两导体中电流方向相同，则相邻两侧电流密度减小，两外侧电流密度增大。频率愈高，该现象愈明显。这种现象称邻近效应。

感应加热时，感应圈中的电流和工件表面的感生电流方向总是相反的，因此电流集中于相对应的相邻表面。在环状感应圈中加热时，由于工件位置的偏移，邻近效应则表现为邻近区域电流的过分集中，如图 3.2-28 所示。在生产中为了避免这种现象，常采用旋转加热的方法来防止。利用邻近效应可实现局部平面的加热。

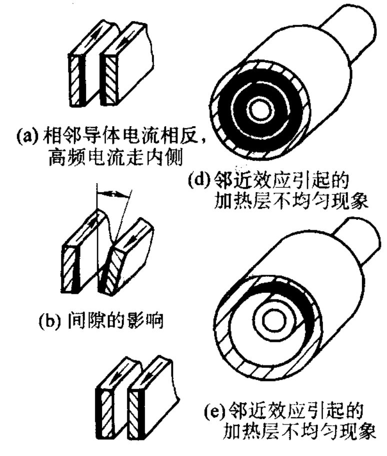


图 3.2-28　高频电流的临近效应

3）圆环效应　高频电流沿圆环状导体流过时，磁力线密度最大的地方是圆环内表面；电流集中于导体的内侧。这种环状导体的表面效应，称为环状效应，如图 3.2-29 所示。

圆环效应对加热圆柱外表面十分有利，因为此时圆环效应与邻近效应完全一致，感应器效率可高达 85%。

圆环效应对加热内孔来说，却是不利的。高频电流的圆环效应与零件的涡流对感应器的邻近效应刚好相反，这会使零件与感应器之间的有效间隙大为增加，而且又是采用外磁场加热，所以高频磁场的漏磁与磁力线的逸散更为严重，致使感应器的效率急剧下降。

图 3.2-29　高频电流的环状效应

平面感应器则介于外圆表面与内圆表面感应器之间，由于圆环效应与邻近效应的相互作用，高频电流与感应涡流的分布情况如图 3.2-30 所示。

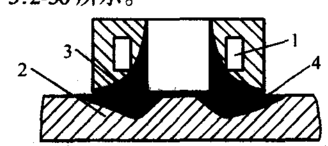


图 3.2-30　平面感应器中高频电流与涡流的分布
1—感应器；2—零件；3—高频电流；4—感应涡流

环状效应必须采用相应措施来解决，例如装导磁体等。环状效应的大小，与电流频率和圆环的曲率半径有关：频率愈高，曲率半径愈小，环状效应愈显著。

4）尖角效应　当形状不规则的工件置于感应器中加热时，尖角或凸起部分的加热速度比其他部位快，这一现象称尖角效应。这是因为尖角部分的磁力线易于集中之故。为使不规则或带棱边的零件实现均匀加热，在感应器设计中必须避免产生尖角效应。

图 3.2-31 所示的是凸轮轴的凸轮在高频感应加热时，由于尖角效应而造成凸出部分温度过高及淬硬层较厚的情况。为了克服这一现象在设计感应器时，应将工件的尖角或凸起部位的间隙适当增大，以使各部位的加热温度均匀。

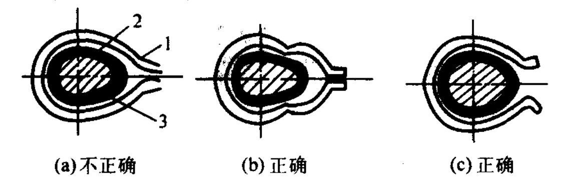


图 3.2-31　尖角效应对凸轮淬硬层深度的影响
1—感应器；2—凸轮；3—淬硬层

5）导磁体的驱流作用及其应用　导磁体对于减少磁力线的逸散和提高感应器的效率是十分有效的，它是内孔与平面感应加热中不可缺少的工具。

如图 3.2-32 所示，当高频电流的载流导体上卡上 Π 形导磁体后，高频电流总是集中在开口部位流动。Π 形导磁体驱流的原理是凹槽内部的电感比外层开口部分的大，迫使高频电流集中在开口部分，这就形成了驱流作用。

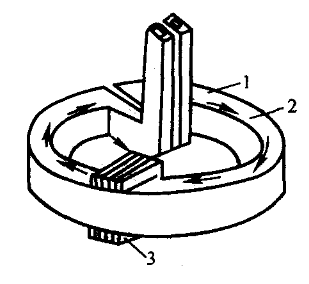


图 3.2-32　Π 形导磁体的驱流作用
1—感应器；2—高频电流；3—导磁体

Π 字形导磁体是提高内孔与平面感应器效率不可缺少的工具。它们卡上 Π 字形导磁体后，利用其驱流作用，可以改变高频电流与感应涡流的相对位置，使圆环效应与邻近效应相一致。例如内孔感应器由于圆环效应高频电流在感应器内表面流过，在卡上 Π 字形导磁体后将高频电流驱至外表面，使感应器与零件之间的有效间隙大为减小，效率大为增加。除此之外，感应器卡上导磁体后，磁力线将完全经过导磁体而形成闭合回路，从而在很大程度上减少磁力线的逸散，与此同时由于导磁体具有较高的导磁系数，还可使磁通增加，所有这些因素，可以将内孔感应器的效率提高到接近外圆表面感应器的水平。

外圆表面感应器卡上导磁体后，限制了零件被加热的宽度，减少磁力线的逸散，也可略微提高这类感应器的效率。

导磁体是具有较大导磁系数 μ 的材料制作的，为了避免额外的功率消耗，所用导磁体材料的厚度必须小于其高频电流透入深度。

6）感应加热的屏蔽原理及其应用　在设计制造感应器时，如相邻部位不允许或不需要加热时，应考虑采取屏蔽措施，以防止其不应有的加热，如产生淬火裂纹或回火软化等。

屏蔽有两种方法。一种是利用非磁性金属纯铜管或铜板做成短路磁环。当磁力线穿过铜环时，便产生感应涡流，此涡流所产生的磁场方向与感应器的刚好相反，这样就抵消或削弱逸散的磁力线，以达到屏蔽的目的。另一种屏蔽是利用铁磁材料（如硅钢片或工业纯铁及软钢）做成磁短路环。由于其磁阻比零件的小，使逸散磁力线优先通过磁短路环，从而达到屏蔽的目的。磁屏蔽的原理图如图 3.2-33 所示。

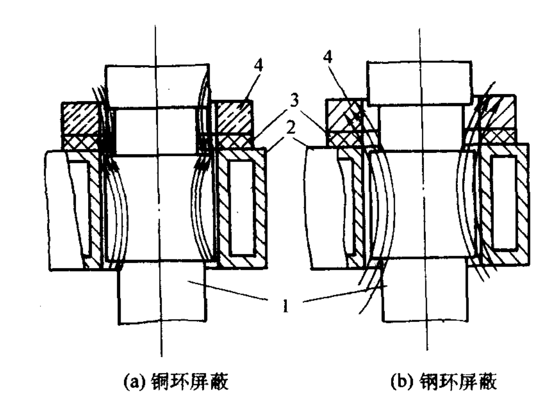


图 3.2-33　磁屏蔽原理示意图
1—工件；2—感应器；3—绝缘垫；4—屏蔽环

在利用铜环屏蔽时，铜环厚度应大于高频电流的穿透深度。在利用钢环屏蔽时，为了减少额外的功率消耗，应在钢片上开许多槽（槽宽 1.5 mm，深 12 mm，按 10°～15°等分），以割断涡流的路程，使钢片不致被加热。这两种屏蔽方法也可以同时应用。

除此之外，也有一些其他需要屏蔽的部位，如轴上的键槽、油孔、装配孔等，也可打入铜销、铜楔，避免该处发生过热，产生淬火裂纹。

3.3　感应加热工艺

感应加热表面淬火方法一般用于中碳钢、中碳合金钢和球墨铸铁、灰铸铁等轴类、齿轮类零件上，表面淬火后一般需经回火处理，回火后的硬度应满足零件表面硬度要求。除此之外，还要保证淬硬层深度、淬硬区分布、变形和开裂以及金相组织上的要求。

感应加热表面淬火工艺的选择包括设备的选择、加热方

法和冷却方法的选择、工艺参数的选择和回火工艺的选择。下面分别进行介绍。

3.3.1　设备频率与加热比功率的选择和确定

（1）设备频率的选择

为实现规定深度高质量的感应加热，首先必须正确选择设备的频率。设备频率除对实现技术要求和提高热处理质量有很大作用外，对于充分发挥设备的效能、提高生产率、节省电能也很重要。所谓频率的选择，这里指的是选择合理的频带或频率范围，并不是严格的具体数值。

对于形状简单如圆截面的零件，主要依据淬硬层的深度要求进行设备频率选择。当淬硬层厚度 δ_x（cm）等于或小于该频率的热态电流透入深度 $\delta_{热}=50/\sqrt{f}$（cm）时，就可保证在透入式条件下加热，即所选择的频率满足不等式（3.2-15），即

$$f \leqslant \frac{2\ 500}{\delta_x^2}$$

它是所用合理频率的上限。频率也不宜过低，否则需采用过大的比功率才能获得良好的规定的加热层深度要求。当比功率增高时，感应器的单位损耗也随之增大。感应器的单位损耗大于 0.4 kW/cm² 时，在一般冷却条件下，很难避免感应器被烧毁。为此，规定淬硬层厚度 δ_x 不小于热态电流透入深度的 1/4，即所用频率的下限应满足不等式

$$\frac{150}{\delta_x^2} < f \qquad (3.2\text{-}21)$$

所选择的频率，应在上下限频率之间，即

$$\frac{150}{\delta_x^2} < f < \frac{2\ 500}{\delta_x^2} \qquad (3.2\text{-}22)$$

式中，$f=\frac{150}{\delta_x^2}$，称为下限频率或最低频率；

$f=\frac{2\ 500}{\delta_x^2}$，称为上限频率或最高频率。

实验表明，当加热层深度为热态电流透入深度的40%～50%时，加热的总效率（包括电效率和热效率）最高，由此可在上述范围内求得最佳频率 $f_{最佳}=\frac{600}{\delta_x^2}$。

在一定频率下，因感应器的电效率还与零件的直径大小有关，选择频率时还要适当考虑零件的直径大小。当零件直径不是很大时，在同样加热频率下，零件直径越大，感应器的效率越高。因此，为了保证一定的感应器效率，大直径零件可采用较低的频率；小直径零件则应采用较高的频率。

对于截面形状复杂的零件，设备频率的选择，除考虑淬硬层的深度要求外，还要注意加热温度分布的均匀性。例如齿轮表面淬火时，加热频率主要依据模数进行选择。

（2）加热比功率的选择

在一定的频率下，感应加热速度取决于零件单位表面积上所吸收的电功率，也就是所谓的比功率。显然，比功率越大，加热速度越快。加热速度除了与比功率有关外，还与频率有关。在相同的比功率下，频率越高，电流透入深度越浅，具有较高的加热速度。

在设备频率确定后，正确的选择比功率值，对满足零件的技术要求是十分重要的。如上所述，频率、比功率确定后，加热速度也就随之而定，经过某一时间后，零件表面的一定的厚层就被加热达到淬火温度。此时进行淬火冷却，加热淬火层的深度也就完全确定了。实际上，在透入式加热条件下因表面升温速度相对地比较小，大都是用调整时间的方法来满足要求的加热深度的。过多的延长加热时间，将引起表面的严重过热。因此，此时就要重新选择较低的比功率。相反，如要求加热层深度很小时，就需要选用较大的比功率进行加热。

零件获得的真正比功率是难于测定的，通常已知的只是设备的输出或输入功率，以及零件同时被加热的面积。按此计算的比功率（等于设备输出或输入功率除以零件被同时加热的表面积）即使相同，随着设备调整状态和感应器设计、加工的不同，以及零件的形状和尺寸不同，零件所获得的真正比功率差别也很大。因为电效率和热效率是不同的。零件实际所获得的比功率应是上述按设备输出或输入功率计算所得值与总效率 $\eta_{总}$ 的乘积。而 $\eta_{总}$ 一般是未知的。随着设备调整状态，感应器随零件的改变而改变。通常，选择有关数值进行实验后再确定。

3.3.2　加热方法和冷却方案的选择

感应加热的基本方法，可分为同时加热法和连续加热法两种。同时加热法在通电后，零件所有淬火表面同时置于感应器内被加热，连续加热法在加热过程中，感应器与零件作相对运动，零件表面逐次得到加热。加热方法的选择，除与零件的形状、尺寸和技术条件有关外，还与设备功率及生产方式有密切的关系。在大批量生产中，为提高生产率，只要设备功率足够大（即比功率×零件同时加热的表面积≤设备额定功率）时，一般应采用同时加热法。在单件、小批量生产中，轴类和杆类及尺寸较大的平面进行加热时，即使设备功率有盈余，考虑到感应器制造方便和通用性，也往往采用连续加热法。具体冷却方案的确定，取决于零件的特性、技术要求和生产条件等因素，它往往是与感应器的设计同时考虑的。

图 3.2-34 所示是几种典型的各种零件加热方法和冷却方案选择的实例。图 3.2-34 中（a）是淬火表面同时加热，加热后人工将零件提出感应器，置于冷却槽中进行淬火冷却。为了冷却良好，淬火介质应处于搅动状态，同时应摇动零件，它适用于小批量生产。图（b）是淬火表面同时加热，达到温度后停止加热（停电），随即由感应器喷出淬火剂，对零件进行喷射冷却。图（c）所示是对零件上几个形状相同的淬火表面逐个应用同时加热法进行加热，一个表面加热后将感应器对准下一个待加热的表面，同时冷却环对准已加热的表面进行喷射冷却。图（d）是零件淬火表面进行同时加热后，落入装有使淬火介质搅动的喷冷圈或搅动器的槽子中进行淬火冷却。图（e）所示是对零件进行连续加热（零件可水平放置也可竖直放置），在感应器与零件相对运动中，同时由感应器喷射淬火剂，对已加热部分进行连续淬火冷却。图中所示单匝感应器适用于淬硬层要求较小的情况。图（f）所示是加热和冷却情况大致与图（e）相同，为加深加热层深度，这里采用多匝感应器进行连续加热，使冷却充分，用辅加喷冷圈进行连续喷射冷却。它用在淬硬层较深和穿透加热淬火的情况。图（g）对零件进行连续加热，同时吹入压缩空气或靠零件传热自冷进行淬火冷却。它适用于淬透性高的材料。图（h）是通过推进机构将零件逐一送入感应器内进行加热，然后落入带有辅加喷冷装置的淬火槽在淬火液中进行冷却，再通过传送带将零件提出。图（i）中所示是带有肩部（如带有法兰盘或有较大截面变化时）的零件，其根部又要求淬硬的情况。零件竖直放置进行连续加热淬火冷却。其感应器的特点是带有两类喷冷孔，下部喷冷孔主要用于连续运动时喷冷淬火用，其作用与图（e）相同，上部喷冷孔在零件与感应器停止相对运动，并且根部加热到淬火温度后才开始喷射淬火剂，主要对根部区域进行淬火冷却。图（j）与图（e）所示情况相同，零件竖直放置用单匝感应器进行连续加热淬火冷却，所不同的是为了充分冷却，随即进入淬火槽继续冷却。图（k）是曲轴轴颈进行感应加热淬火时，由于两面有扇板阻挡，整体感应器无法置于轴颈处，而应用分离式感应器。相应的喷冷系统也是独立的，加热到温后，同时喷冷进行淬火。

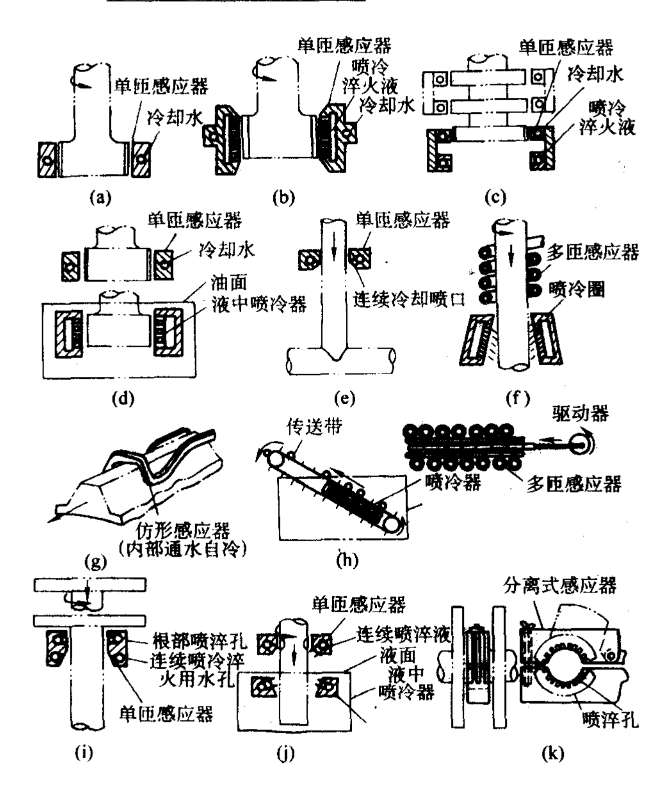


图 3.2-34　几种典型的加热和冷却方案

3.3.3　感应加热淬火的工艺参数

（1）电参数

加热比功率确定后，将它与同时加热表面积相乘，就可估算出加热所需要的功率。在设备的额定功率范围内，设备输出功率的大小，是靠设备的电参数来实现的。调整电参数的另一作用，是使设备在高效率状态下工作，尽量减少电能的无功损失。电参数的调整，是对加热规范的调整。为了获得最佳的热规范，在大量生产中，是通过反复的实验而最后确定的。

当设备、感应器和零件等条件一定时，冷、热规范之间存在着严格的对应关系。热规范确定之后，在强烈喷冷条件下进行加热，使零件温度处于冷态，可求得相应的冷规范。在大批量生产时，就可以观察、调整冷规范来监视和保证零件淬火加热条件的一致性。

（2）加热温度和加热时间

1）加热温度　当材料和原始组织一定时，相变温度随加热速度增大而提高，为得到合格的淬火组织，相应的淬火温度也应随之提高。通常加热速度越大，淬火温度的上下限越高，允许的淬火温度范围越大。

前已指出，加热速度由零件获得的实际比功率所决定。实际选取的淬火温度，往往由淬火层的深度要求而确定。较长的加热时间和较高的加热温度，相应获得较深的加热深度，反之，加热深度较浅。

在材料和加热速度一定时，原始组织越粗大，其相变温度越高。随着加热速度的增大，粗大原始组织的材料相变温度上升的幅度也较大。

表 3.2-7 列出了各种牌号钢材随原始组织和加热速度不同，为获得合格的淬火组织所应选取的加热温度范围。由表 3.2-7 可见，对一定的原始组织而言，随加热速度增大，淬火温度应显著提高；在一定的加热速度下，原始组织越粗大，淬火温度应越高（调质、正火、退火的原始组织，淬火温度顺次上升）。表中的“加热速度”是 Ac_1 以上的加热速度，即材料失去磁性以后的加热速度；另一表示指标是用 Ac_1 以上达到淬火温度所用的时间，达到淬火温度的时间越短，表示加热速度越快。

应该注意到，在快速加热条件下原始组织不同所引起的相变温度及淬火温度范围的变化，也直接地影响了所获得的淬硬层深度。

表 3.2-7　表面淬火加热温度的选择（喷水冷却）

钢号	原始组织	预先处理	加热温度/℃			
			炉内加热	Ac_1 以上的加热速度/℃·s^{-1}		
				30～60	100～200	400～500
				Ac_1 以上的加热时间/s		
				2～4	1～1.5	0.5～0.8
35	细片状珠光体＋细粒状铁素体	正火	840～860	880～920	910～950	970～1 050
	片状珠光体＋铁素体	退火	840～860	910～950	930～970	980～1 070
	索氏体	调质	840～860	860～900	890～930	930～1 020
40	细片状珠光体＋细粒状铁素体	正火	820～850	860～910	890～940	950～1 020
	片状珠光体＋铁素体	退火	820～850	890～940	910～960	960～1 040
	索氏体	调质	820～850	840～890	870～920	920～1 000
45、50	细片状珠光体＋细粒状铁素体	正火	810～830	860～890	880～920	930～1 000
	片状珠光体＋铁素体	退火	810～830	880～920	900～940	950～1 020
45Mn、50Mn	细片状珠光体＋细粒状铁素体	正火	790～810	880～870	860～900	920～980
	片状珠光体＋铁素体	退火	790～810	860～900	880～920	930～1 000
	索氏体	调质	790～810	810～850	840～880	900～960
65Mn	细片状珠光体＋细粒状铁素体	正火	760～780	810～850	840～880	900～960
	片状珠光体＋铁素体	退火	770～790	860～880	860～900	920～980
	索氏体	调质	770～790	790～830	820～860	860～920
35Cr	索氏体	调质	850～870	880～920	900～940	950～1 020
	珠光体＋铁素体	退火	850～870	940～980	960～1 000	1 000～1 060
40Cr、45Cr、40CrNiMo	索氏体	调质	830～850	860～900	880～920	940～1 000
	珠光体＋铁素体	退火	830～850	920～960	940～980	980～1 050

续表 3.2-7

钢号	原始组织	预先处理	加热温度/℃			
			炉内加热	Ac_1以上的加热速度/℃·s^{-1}		
				30~60	100~200	400~500
				Ac_1以上的加热时间/s		
				2~4	1~1.5	0.5~0.8
40CrNi	索氏体	调质	810~830	840~880	860~960	920~980
	珠光体+铁素体	退火	810~830	900~940	920~960	960~1 020
T8A、T10A	粒状珠光体	退火	760~780	820~860	840~880	900~960
	片状珠光体或索氏体（+渗碳体）	正火或调质	760~780	780~820	800~860	820~900
CrWMn	粒状或粗片状珠光体	退火	800~830	840~880	860~900	900~950
	细片状珠光体或索氏体	正火或调质	800~830	820~860	840~880	870~920

2）加热时间　加热时间并不是独立的参量，在加热速度一定时，它由所选定的加热温度所决定。不过，反过来说也一样，即实际的加热温度是由加热速度和经实验确定的加热时间所决定的。由于目前在一般的生产条件下，还缺乏可靠的温度测量和控制方法，实际上往往用加热时间而不是用加热温度作为直接的工艺参数。

在生产实践中，对一定直径的零件，可根据淬硬层的深度要求，在按经验数据确定比功率的同时，大致选定加热时间。

因对任何材料，将表面层加热至一定深度和温度，是由加热比功率和加热时间决定的，所以也可以根据单位面积的功率的经验数据，估计加热时间。在一定范围内，可用较大的比功率和较短的加热时间与采用较小的比功率和较长的加热时间进行加热淬火，可以取得相同的效果。连续加热淬火法的加热时间，是指零件表面上任何一点，从进入感应器到离开感应器所经历的时间，可按下式计算

$$t=\frac{h}{v} \tag{3.2-23}$$

式中，h 为感应器的高度；v 为零件与感应器的相对移动速度。

（3）冷却时间

1）预冷时间　预冷是为了减少产生淬火变形和开裂。它就是零件加热到淬火温度后，通常在空气中进行短时间的停留，以适当地降低表面温度，再进行喷冷或浸液冷却。

连续淬火时，调整感应器与零件的相对移动速度，或感应器与零件的间隙、喷水孔与零件轴向的夹角等，都可以改变零件的预冷时间。单独设有喷水圈时，改变它与感应器的距离，就可达到上述效果。

2）淬火冷却时间　一般要求只保证表面淬火层能充分完成马氏体转变，获得足够的硬度就可。但有时为避免产生淬火裂纹，须严格控制冷却时间，使零件不冷透，而利用零件内部残存的热量进行零件的自回火。

3.3.4 感应加热淬火件的回火

和普通淬火件一样，感应加热淬火件通常经过回火后才使用。回火规范当然也是依据最终的性能要求来确定的。

对表面淬火而言，因表面硬度要求较高，一般只进行低温回火。回火的目的是为了降低淬火钢的脆性，提高韧性，增加尺寸稳定性。未回火的钢在室温下长期保存或使用，马氏体将进行缓慢的分解，其体积效应将导致零件尺寸的改变，这对精密零件是不允许的；而经过 120~150℃的低温回火，可完全避免马氏体在室温下的继续分解。

回火方式，除在普通加热炉中进行回火外，还可广泛地采用自回火和感应加热回火。

1）炉中回火　在一般情况下，经 150~170℃的回火就可明显地降低表面淬火件的残余应力，并保持淬火后的高硬度，200℃以上的回火，虽然可急剧降低残余应力，但硬度下降也较大。

常用钢表面淬火件炉中回火规范的选择可参考表 3.2-8。

表 3.2-8　常用钢表面淬火件炉中回火规范

钢号	硬度要求 HRC	淬火后硬度 HRC	回火温度/℃	回火时间/min
45	40~45	≥50	280~300	45~60
		≥55	300~320	45~60
	45~50	≥50	200~220	45~60
		≥55	300~320	45~60
	50~55	≥55	180~200	45~60
50	53~56	54~60	160~180	60
40Cr	45~50	>50	240~260	45~60
		>55	260~280	45~60
42SiMn	45~50	—	220~250	45~60
	50~55		180~220	60~90
15，20Cr，18CrMnTi，20CrMnMoV（渗碳后）	56~62	56~62	180~200	60~120

应当指出，表面淬火件经低温回火后能显著改变强度。图 3.2-35 是直径 12.5 mm 的 55DTi 钢圆柱形试件的弯断载荷与回火温度的关系。试件是经感应加热表面淬火，淬硬层深度为 2 mm。由图可见，此件经 150~180℃低温回火后显著提高静抗弯强度，并在此温度范围内达到极大值，提高回火温度，强度又开始下降。

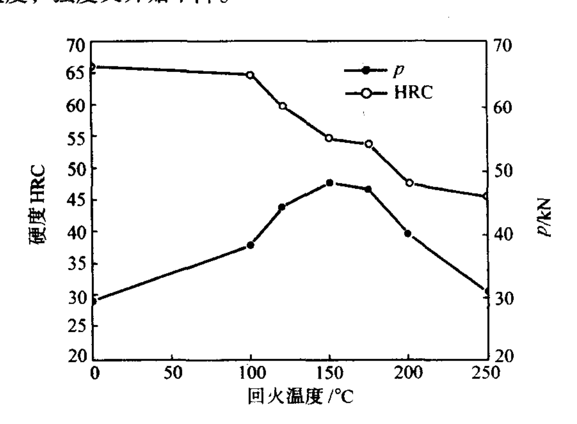


图 3.2-35　弯断载荷、硬度与回火温度的关系

由此可知，表面淬火件淬火后虽然具有最高的硬度，但强度并不是最高。可经过适当的低温回火后，硬度虽然下降了，但可获得最高的强度。一些实验结果表明，不但静强度是这样，零件的疲劳强度也有类似的关系。

2）自回火　自行回火的基本过程：对加热好的零件进行淬火冷却时，经过一定时间后停止冷却，利用存留在淬火区以外的残存热量，将淬火区再次加热到一定温度，达到回火的目的。

在感应加热淬火时，广泛采用自回火工艺。采用自回火，除可简化热处理工艺外，还是防止产生淬火裂纹的一种有效方法。一般的炉中回火，残余应力是在后来的回火中降低的，对高碳钢、高磷钢和某些合金钢，不易避免产生淬火裂纹。但采用自回火时，能及时消除淬火应力和提高基体的韧性，往往可有效地解决这个问题。自回火的一个最大的特征就是回火时间短。自回火不仅能用于低温回火，也能用于高温回火。

3）感应加热回火　采用连续淬火的长轴件及其他零件，有时采用感应加热回火比较方便。感应加热回火，可以紧接着淬火后进行。零件通过淬火感应器经过加热和喷射冷却后，连续通过回火感应器进行回火加热。

回火温度总是低于磁性转变温度的，因此在回火加热的全过程中钢材总是具有铁磁性的，涡流透入深度小。而另一方面，为了降低表面淬火件过渡层中的残余拉应力，回火感应加热层应比淬火层深才能达到回火的目的。因此，感应加热回火中应采用很低的电流频率，或很小的比功率，延长回火加热时间，利用热传导使加热层增厚。采用同时加热法时，可用断续加热法使加热层深度增加。

与普通炉中加热比较，感应加热回火的最重要特征也是回火时间短。因此要达到相同的硬度及其他性能指标时，回火温度较高。

此外，一些实验表明，采用感应加热回火，由于加热时间短，回火后的耐磨性比炉中回火件的高，冲击韧性也较大。

3.3.5　感应加热淬火缺陷及其解决方法

（1）硬度低

出现这种情况时，可从以下几方面追究其原因，通过相应的实验加以确认。

1）钢材碳含量低　低于0.3%C的钢不适于表面淬火。

2）冷却操作慢　感应加热表面淬火时，因只对表面进行加热，被加热层同时向内外两个方向传热，易于降温，若淬火冷却不及时，就可能在淬火前发生非马氏体转变，导致淬火后硬度降低。对淬火层进行分析，就可断定是否产生了这种情况。

3）冷却水量不足，或水压过低。

4）加热温度低　感应加热时，由于加热速度大，相变点升高，淬火加热温度也要相应提高。若温度低，则不能得到单一奥氏体组织，冷却后也就不能得到全部马氏体组织（指亚共析钢），或者虽加热时得到了单一奥氏体组织，而成分很不均匀，低浓度区临界淬火冷却速度很大，在正常的淬火冷却条件下，不能得到马氏体组织。这将导致硬度降低。当原始组织较粗大时，为在加热时得到单一的、较均匀的奥氏体组织，更应进一步提高加热温度。是否出现上述加热不足，可用金相分析加以鉴定。

（2）淬火裂纹

1）几何形状方面的原因　产生淬火裂纹除工艺方面的原因外，常常与零件的几何形状有关，例如油孔附近易于产生“C”形裂纹。目前常用镶铜（塞紧油孔）等方法来避免产生这类裂纹；此外，改进感应器设计和调整工艺参数，往往也是有效的。

2）过热　在高中频淬火时，由于过热而造成淬裂的现象是常见的。在零件的尖角、键槽、圆孔和边缘处，容易发生过热，也最容易出现这种裂纹。

3）重复淬火　对已淬硬了的零件，如没有经过消除应力处理，进行重复淬火，也可能产生裂纹。为避免产生这种裂纹，应在重新淬火前进行退火、正火或高温回火处理。

4）材质方面的原因　钢材化学成分的改变，特别是碳含量增高时，表面淬火很容易出现裂纹。通常对碳含量大于0.5%的钢材都要特别加以注意。在生产过程中，应经常检查钢材的化学成分。此外，若钢材中含有连续分布的夹杂，如硫化物夹杂时，也易在淬火时产生开裂。

5）冷却速度过大　冷却方式或冷却介质选择不当，或在生产过程中冷却条件发生变化而造成冷却速度提高时，可能会产生裂纹。如产生这种裂纹，应调整喷冷水压使之降低、调节水温使之提高，或根据零件材料、形状情况改变冷却介质和冷却方式，例如采用浸液冷却，风冷或自冷淬火，也可提高停淬温度或自回火温度。

（3）放置裂纹

有些零件，在感应加热淬火后，没有立即产生裂纹，但在放置过程中产生开裂，例如有的曲轴在表面淬火30 min后，在油孔处出现裂纹。这种现象与放置时内应力的改变有关，故在淬火后应立即回火。

（4）淬火变形

淬火变形包括形状变形和尺寸变形。形状变形，如由圆变椭圆，长杆件弯曲等。产生形状变形的原因，主要是因加热、冷却的不均匀，或原始组织不均匀等造成的。零件表面淬火前残存加工应力，也是一个重要原因。

由于加热或冷却不均匀而引起的变形，可从改善感应器设计，改善加热和冷却条件等方面来解决。例如用旋转淬火代替静止淬火或增大零件旋转速度；在采用连续淬火法时，应保证零件运动速度均匀。对于因零件内应力和组织不均匀引起的变形，应考虑淬火前进行高温回火或退火、正火处理，消除内应力和改善原始组织。

淬火时的尺寸变形，是由马氏体转变的体积效应所引起的，是不能避免的。但可以预先找出变形规律，在淬火前控制机加工尺寸，使之在热处理变形发生后，尺寸恰好在公差范围之内。要注意到感应加热淬火件经低温回火后，尺寸还会发生少量变化。

（5）研磨裂纹

有些表面淬火件在进行磨削加工时发生裂纹。这种裂纹，有的是在淬火时产生的（当时没有发现），也有的是因磨削加工工艺不当而引起的。鉴别研磨裂纹，可用5%苦味酸溶液对零件表面进行侵蚀，如在裂纹区域出现较深的腐蚀（变黑），或裂纹与砂轮运动方向垂直则可断定是由磨削产生的。

产生磨削裂纹的原因，是因磨削时吃刀量过大或冷却不足，使表面出现拉应力而造成的。可通过改进磨削加工工艺，避免磨削时在零件表面上被过度加热解决。

3.4　感应加热淬火的应用

3.4.1　齿轮感应加热表面淬火

齿轮在工作中，周期地受到弯曲应力和接触应力的作用，在啮合齿面上，除承受滚动摩擦外，有时还承受滑动摩擦，有些齿轮还要承受冲击载荷。因此，齿轮应具有高的弯曲和接触疲劳强度，高耐磨性和一定的冲击韧度等综合性能，最好的处理方法是表面硬化处理。它除了提高表面的硬度、强度和保持心部的高韧性以外，表面硬化层还具有相当高的残余压应力，这些均有利于提高齿轮的使用寿命。经过表面强化后的硬齿面，较之软齿面明显提高抗疲劳、抗点蚀、抗擦伤的能力。

齿轮的表面硬化处理，在工艺方法上可分为两大类：即表面化学热处理如渗碳、碳氮共渗、渗氮或软氮化等；另一类是感应面淬火和火焰表面淬火等。在个别情况下也可将两者同时采用，即先表面化学热处理再进行感应加热淬火。

与渗碳或碳氮共渗相比，感应表面淬火均采用中碳或中碳低合金钢，小模数轻载荷齿轮，如机床、精密机械等，常采用45钢、40Cr、40MnB等来制造。模数较大、载荷较重的

齿轮。如内燃机车、起重机、冶金及矿山设备等，可以采用 37CrNi3A、40CrNi、42CrMo、37SiMn2MoV、35SiMn、42SiMn、35CrMnSi 等来制造。后面的这些合金钢经调质处理后，具有较高的强度和韧性。

一般对感应表面淬火来说，模数 $M<8$ 的齿轮，常采用高、中频全齿淬火。由于加热不均，很难获得沿齿廓分布的硬化层，硬化层的形状因齿轮的模数、设备频率、电气参数等而改变。但模数 $M>5$ 的齿轮若采用沿齿沟淬火的特殊感应器，则可获得沿齿廓分布的硬化层，或者采用低淬透性钢 55DTi 和 60DTi 等，用中频对齿进行透热后淬火，亦可获得近似齿廓分布的淬火硬化层。

经感应加热表面淬火处理后的齿轮表面具有马氏体组织，其硬度随回火温度而定，可在 45 ~ 60HRC 之间变化。对于强度要求不高的齿轮，为了有良好的切削加工性，常采用正火作为预处理；对强度要求较高的齿轮，为了具有良好的综合力学性能，即强度高和韧性好，则采用调质作为预处理。由于调质后尚须车削和铣齿，故调质后的硬度不能过高（30 < HRC）。由此可见，经感应加热表面淬火后的齿轮，其齿面具有较高的耐磨性和接触疲劳强度，沿齿沟淬火的齿轮具有较高的弯曲疲劳强度，但总的来说，不及渗碳和碳氮共渗者好，故一般只宜用于中等负荷和中等速度的齿轮。

汽车、拖拉机、飞机及其他动力机械的传动齿轮，为了减轻重量，其齿轮的设计应力较高，尽管其尺寸很小，但却属于高速重载齿轮之列，故通常都采用渗碳或碳氮共渗。而机床和精密机械上的传动齿轮，则属于中等负荷以下的齿轮，故一般均采用高中频表面淬火。对大中型减速器、冶金、矿山机械等上的传动齿轮，由于传动功率很大，因此齿轮的模数及尺寸很大，考虑到热处理困难，通常设计应力较低，常采用软齿面使用，如将这类齿轮用特殊感应器进行沿齿廓感应加热淬火处理，则可大幅度地提高其使用寿命。

(1) 齿轮的全齿感应加热淬火

全齿感应加热淬火是比较简单易行的方法，但由于齿轮的形状比较复杂，在采用同时感应加热全齿轮的过程中，齿顶、齿面和齿沟各处对高频磁能的吸收各不相同，即高频磁力线分布不均，因此各处的感应涡流大小也各不相同，导致齿顶、齿面和齿沟各处的温度可能相差很大，这就是齿轮在同时感应加热表面淬火时，难于获得均匀分布的硬化层的基本原因。

另一方面，齿顶与齿沟两处的传热条件也不相同，齿部处传进的热量多而传出的少，齿沟处的热量则容易向齿轮心部传走，这也是导致硬化层分布不均匀的另一原因。

由于目前的感应加热设备的频率一般都固定不变，且功率也不够大，因此在全齿感应加热淬火时难于获得沿齿廓分布的硬化层。但可在一定条件下获得近似沿齿廓分布的硬化层。

若工艺参数选择不当，则容易获得硬化层终止在齿根应力集中区，由于拉应力出现在淬硬层的过渡区，拉应力与应力集中相叠加，并将使齿轮的弯曲疲劳强度降低，即比未处理的还低。因此，应使硬化层的过渡区离开齿根应力集中的部位。

(2) 沿齿面单齿感应加热表面淬火

对模数和尺寸较大的齿轮，由于受设备频率和功率的限制，硬化层不易达到合理分布。

采用单齿淬火法，逐齿加热，可以成功地解决这个问题。单齿淬火，分为沿齿面单齿淬火法及沿齿沟单齿淬火法两种。前者只淬硬齿面，后者可得到沿齿廓分布的硬化层。

沿齿面单齿淬火法，又分为同时加热淬火法及连续加热淬火法，如图 3.2-36 所示。为了防止相邻已淬轮齿被感应回火软化，可采用铜片屏蔽或向被加热轮齿的背面喷水间冷。

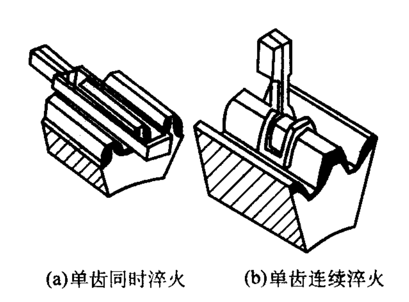


图 3.2-36　沿齿面单齿淬火法

在采用单齿沿齿面连续淬火时，应注意齿顶过热，感应器设计时应使感应器与齿顶有较大的距离。冷却时应防止冷却不足或淬火裂纹。

(3) 沿齿沟单齿感应加热表面淬火

沿齿沟表面淬火是一种先进的工艺，它能获得沿齿廓分布的硬化层，特别适用于受弯曲负荷大的齿轮。

沿齿沟表面淬火，也可分为同时加热法和连续顺序加热淬火法两种。图 3.2-37 是齿沟淬火感应器的结构示意图。

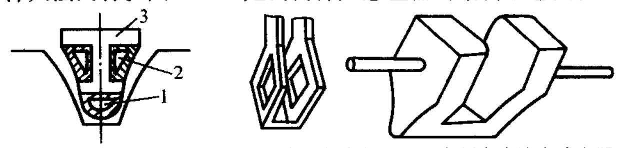


图 3.2-37　沿齿沟淬火感应器的结构示意图

1—齿沟加热管；2，3—两侧加热管

沿齿沟感应加热表面淬火，除了能获得沿齿廓分布的硬化层外，还有一个优点就是变形小。处理前后齿形及内孔的变形量是很小的。这种工艺广泛用于大模数重载齿轮及要求变形很小的轻型齿圈。

(4) 齿轮表面淬火的变形与开裂

1) 齿轮表面淬火变形及其防止　感应加热表面淬火，虽比一般淬火方法变形小，但仍有一定的变形。特别是全齿淬火时，内孔收缩明显（如齿壁较薄，则内孔胀大）。感应加热表面淬火，除引起内孔变形外，齿形、压力角、齿宽、齿厚和齿高等，均发生变化。但这些变形一般都在允许的范围内。这里主要介绍内孔的变形倾向和控制方法。

齿轮在感应加热淬火过程中，因温度和金相组织发生改变，会产生热应力和组织应力。齿轮在表面淬火后，其残余应力的分布，如图 3.2-38 所示。由于内孔受压缩应力的作用，导致表面淬火后，内孔缩小。内孔压应力的大小，主要决定于热应力的大小。

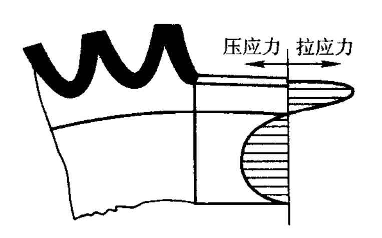


图 3.2-38　齿轮表面淬火后残余应力分布

控制齿轮全齿淬火后内孔变形的方法：

①高频预正火，减少内孔收缩。粗车后的毛坯，在进行高频预正火时，表面能获得一定厚度（10 mm 左右）的加热层。冷却时，这个环状的加热层收缩，使内孔周围未被加热的金属层发生弹性压缩变形，使内孔产生一个预收缩变形。

在精车内孔、端面、外圆和切齿之后，进行高频淬火，内孔的收缩就会减少。

高频预正火和高频淬火，可参考下述工艺路线：锻坯→正火粗车→高频感应加热正火→精车（内孔、端面、外圆），滚齿、剃齿→高频感应加热淬火→回火→加工内孔和磨齿。

高频预正火的温度：对45钢可采用860～920℃，要选用较小的比功率，缓慢加热，加热层厚度必须超过齿高（一般在10mm左右）。对40Cr钢制造的齿轮，空冷后，因边缘处硬度较高（35HRC），齿部加工困难，还必须进行一次600～700℃的高温回火，降低硬度，以便加工。

为了简化工艺，有些工厂采用略低于相变点的温度（700℃）进行预正火。预正火的温度越高，效果越好。

②淬火前整体预热及内孔防冷淬火减小内孔收缩。淬火前，将齿轮预热到260～320℃，然后进行高频感应加热淬火。淬火冷却时，将内孔加上防冷垫，使内孔不与冷却介质接触，让内孔冷却迟于齿部。在表面温度接近于室温时，可取下防冷垫，用水冷却内孔，或将齿轮取出空冷，进行自回火。

变形减小的原因，是由于经预热后，齿部与心部的温度差减小，热应力相应减小。另外，内孔后冷收缩的结果，也有助于减小内孔变形。

③薄壁齿轮采用内孔喷水减少内孔胀大变形的方法。薄壁齿轮在高频表面淬火后，内孔均呈现胀大，特别是带花键的薄壁齿轮，内孔呈六角形胀大，严重降低齿轮的精度等级。前两种方法均不能解决这个问题。而采用内孔喷水冷却的方法则可以成功地解决这个问题。

变形的原因不同，其解决的方法也应不同。薄壁齿轮在加热时，内孔温度较高，如进行淬火冷却，外表层是在内孔处在较高温度下定形的（在内孔涨大的情况下定形）。随后当内孔冷却时由于受外部冷硬层的限制，已不能完全收缩回来，结果出现胀大。如果淬火加热时，采用内孔喷水冷却，不让内孔温度升高，就可以减少淬火后的内孔胀大。

此外，在解决齿轮变形时，还应从加工工序的安排、工艺参数、实际操作等方面采取措施。例如，对毛坯进行正火或调质处理；消除机械加工应力，采用较高的加热速度和较低的加热温度；预冷淬火；提高感应器、工卡具和淬火机床的制造精度；齿轮旋转加热；采用较缓和的冷却介质以及自回火等。

2）齿轮表面淬火裂纹及其防止　在高频感应加热淬火时，加热温度不均匀，局部过热，加热层过深，冷却过于剧烈或不均匀，加热速度过快，电参数选择不当等，都可能引起淬火裂纹。

齿轮淬裂原因，一般可以根据淬裂时间、部位和裂纹大小、形态等进行分析，从齿轮材料、结构、加热温度及其均匀性、冷却介质、自行回火及回火等方面寻找其解决办法。

3.4.2　轴类零件感应加热表面淬火

在机械制造中，有很大部分轴类零件常采用高频或中频表面淬火来提高其使用寿命。

按轴的工作状态，可分为两类：一类是不传递动力而只起支撑作用的心轴，如各种滑轮轴、火车车箱轮轴、各类销轴等；另一类则是通过旋转运动来传递力矩的传动轴，如各种变速箱主轴和机床主轴等。前一类心轴一般只承受弯曲或弯曲疲劳负荷，有些还可能承受冲击或磨损，而后一类传动轴，还要比前者多承受扭转负荷。此外，尚有受力更为复杂的轴类，如船舶的推进轴、飞机的螺旋桨轴，它们同时要承受弯曲、扭转和拉压等综合负荷。

统计表明，大多数的轴均因疲劳断裂和磨损而失效，少部分轴则因塑性变形或脆断而失效。目前大多数的轴为了避免发生脆性断裂，在满足强度与韧性的条件下，常采用调质工艺。但这往往因疲劳与耐磨性性能欠佳，而没有得到应有的使用寿命。实践表明，在调质的基础上再施加表面淬火，可使服役寿命成倍地延长。因此，这是提高使用寿命的一种重要工艺方法。

采用整体淬火强化的轴件，为了在服役条件下不致发生脆断，回火后的硬度必须限制，不能过高，故表面的耐磨性和强度水平就相应地受到限制，致使材料的强度水平得不到充分发挥。对于感应表面淬火来说，由于心部的高韧性和塑性，故可容许感应表面淬火硬化层有较高的硬度，因而可以保持高的耐磨性、强度水平和残余压应力水平。这对于充分发挥材料的潜力是十分有利的。由于这个缘故，在生产实践中常使用普通碳钢或低合金钢经感应表面淬火后取代昂贵的合金钢制造的轴件。

对于轴类零件来说，一般要求硬化层较深。而渗碳等化学热处理常因硬化层太浅较少采用，火焰表面淬火的质量又远不及感应表面淬火的易于控制，故轴类零件很适宜采用感应表面硬化处理。

（1）轴类零件感应加热表面淬火的基本要求

轴类零件经过感应加热表面淬火后，便在表层上获得高的硬度、强度和耐磨性，而且还具有一定的残余压应力，但心部则保持高的塑性和韧性。所有这些性能对轴类零件在疲劳和磨损以及冲击条件下工作来说，不仅是必要的，而且是十分有利的。因此，目前在汽车、拖拉机及机床等制造行业中所使用的各种轴，都广泛地采用感应加热表面淬火工艺。

为使感应加热表面淬火后的轴类零件，能获得较高的疲劳性能，必须对硬化层深度、硬化层合理分布、合理确定硬度以及感应加热淬火工艺等问题，进行科学分析，才能取得预期的效果。

1）硬化层深度的选择　对于在弯曲或扭转条件下工作的轴来说，必须有足够厚的硬化层才能可靠地长期运转。这是因为在高中频或工频加热表面淬火时，淬硬层到心部之间有一热影响区，特别对淬火前是调质处理的轴，存在一个低硬度和低强度区，而且这一过渡区还存在拉应力，如图3.2-11a）所示。由此可见，这是感应加热表面淬火后不可避免要出现的薄弱区域。

图3.2-39为轴受扭转工作应力 τ 与硬化层屈服强度 τ'_s 之间的关系示意图。图中材料的屈服强度 τ'_s（包括拉伸与剪切在内）与布氏硬度在一定范围内成比例关系，故其分布与硬度分布图形一致。应力 τ 在表面的弯曲或扭转应力最大，向中心逐渐下降为零。硬化层的深度必须保证低强度薄弱区域的工作应力 τ' 应小于该处的屈服极限 τ'_s，并保证在外加循环应力作用下不致产生塑性变形，这时轴才能有高的疲劳寿命。否则，如果硬化层过浅，外加应力及残余拉应力叠加超过该处的屈服极限，那么在外加循环应力的作用下，低强度区首先产生塑性变形，如图3.2-39a）所示，继之形成疲劳裂纹，最后导致疲劳断裂。这就是经过感应加热表面淬火后的轴，其疲劳裂纹源往往不在表面而在过渡区的根本原因，因此，硬化层必须有足够大的深度。

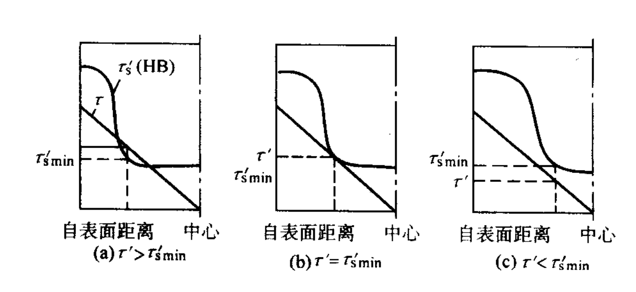


图3.2-39　轴受扭转工作应力 τ 与硬化层屈服强度 τ'_s 之间的关系示意图

理论分析只要 $\tau'=\tau'_{smin}$ 时，即可达到提高疲劳强度的目的。但由于过渡区存在拉应力，因此，在确定硬化层深度时，应使过渡区的最低屈服强度 τ'_{smin} 大于该处的工作应力 τ'，即图 3.2-39c）所示。但这并不意味着是硬化层越深越好。

根据计算，受弯曲疲劳的轴的淬硬层深度约为其直径的7.5%。由于计算时没有考虑过渡区的厚度、残余拉应力、心部组织以及淬火后的磨削加工等，故在实际生产中，淬硬层的深度可按10%～20%来计算。当轴的直径大于 ϕ50 mm 时可取下限，直径较小的轴则取上限；对于抗疲劳性能要求大的轴可取上限，小的可取下限。心部强度高的取下限，而低的取上限，一般来说，对这类轴宜用中频淬火而不宜采用高频淬火。

对于受弯曲或扭转应力很小的轴，或磨损较轻的轴，也可采用高频感应加热淬火，即硬化层可取1.5～2 mm。对于磨损较重，需要修磨的轴（如曲轴轴颈），硬化层应较深，约为3～5 mm。

从力学观点出发，外力大小和心部硬度对硬化层深度都会提出不同的要求，其关系如图 3.2-40 所示。硬化层深度不但与轴的直径有关，而且与受力大小和心部硬度有关。图 3.2-40 a 表明，当轴的直径相同时，而扭转所产生的剪切应力 $\tau_1<\tau_2$，在相同的安全因素下，τ_2 所需要的表面硬度 HB_2 和硬化层深度 δ_2 应大于 τ_1 所需要的表面硬度 HB_1 和硬化层深度 δ_1。

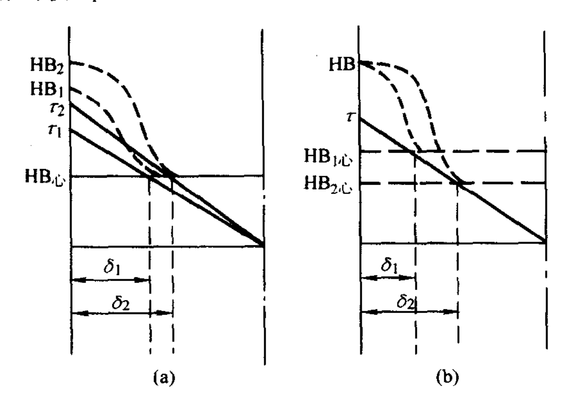


图 3.2-40 外力大小和心部硬度与硬化层深度的关系图解

当提高轴件的心部硬度时，由图 3.2-40 b 可以看到，在相同的安全因素条件下，心部硬度高的硬化层深度 δ_1 较浅，而心部硬度低者所需的硬化层深度 δ_2 则应较深。

2）硬化层的合理分布 轴类零件由于结构上的原因，常采用局部表面淬火工艺，如果工艺设计不当，不仅起不到强化作用，反而起了相反的作用。一般来说，先要了解局部表面淬火区残余应力的分布规律后，才能做出比较正确的局部表面淬火的工艺设计。图 3.2-41 是局部表面淬火后的残余应力分布规律。淬硬区为压应力，而过渡区将由残余压应力转而为拉应力；其数值约为150～200 MPa。在自回火或回火后，可降低50%～67%倍。

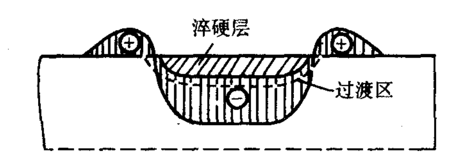
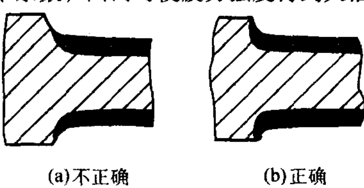


图 3.2-41 局部表面感应加热淬火后残余应力分布示意图

由此可见，在局部表面淬火时，决不可使硬化层终止在轴的危险断面或有应力集中的地方。例如轴颈圆角处是应力集中的地方，如果硬化层在此处终止，则过渡区的张应力与应力集中叠加，容易造成零件的早期疲劳损坏。图 3.2-42a 是这种不合理的分布，如改为图 3.2-42b 的分布形式，轴肩的危险断面不仅因表面硬化而得到强化，还因残余压应力而减低应力集中系数，因而可使疲劳强度得到大幅度提高。



(a)不正确 (b)正确

图 3.2-42 轴颈圆角处硬化层的分布

对于分级淬火或两段淬火区重叠的轴，由于表面存在过渡区，致使拉应力在该处出现，将降低其疲劳强度，在可能条件下最好是一次全长连续淬完。当两段淬硬区过分接近时，易使其间的拉应力急剧增加。

为了提高轴的疲劳强度，在设计与加工工艺上应注意以下几点：

① 带凸缘的轴或轴颈，硬化区最好从凸缘根部 *R* 圆角处开始，以保证获得最好的疲劳寿命。如根部不需要淬硬，硬化区距圆角处距离应当不小于5～8 mm，以避免过渡区的拉应力出现在应力集中部位。

② 花键轴施行花键全长淬火时，硬化区应超过花键全长的10～15 mm，即硬化区超过其应力集中部位。

③ 阶梯轴的阶梯小于3 mm时，允许采用同一感应器连续淬火，但不同直径过渡时，零件在感应器内的移动速度应有所不同。

④ 当阶梯轴的阶梯大于3 mm时，轴上的硬化区应分段处理。对疲劳强度要求较高的轴，其大小轴颈 *R* 圆角过渡处可采用滚压或喷丸处理来改善和提高该处的疲劳强度。

⑤ 一根轴上有两个相邻的硬化区时，如其重叠或过分接近，易使拉应力过大，而引起淬火裂纹，或降低疲劳强度。因此，两硬化区应保持一定距离。采用频率为200～300 kHz高频时，两硬化区的最小距离为10 mm；采用8 kHz的中频时，两硬化区的最小距离为20 mm；采用2.5 kHz的中频时，两硬化区的最小距离则为30 mm。

⑥ 如果轴端不需要淬火时，可保留2～8 mm的不淬硬区，以避免轴端产生淬火裂纹。

⑦ 当轴上因结构上的需要而带有刻槽时，硬化层的深度应超过刻槽的深度，否则将使疲劳强度降低。只需感应加热表面淬火的深度远超过沟槽的深度，即可消除沟槽所造成的应力集中带来的危害，使在疲劳条件下工作的轴对表面缺陷变得不敏感。

3）硬度的合理选择 选择轴类零件在感应加热表面淬火及回火后的合理硬度，可以提高这类零件的使用寿命。对以疲劳和磨损为主要工作条件的轴类零件来说，在经高中频感应加热表面淬火后，可采用150～250℃的低温回火，目的是不使表面硬度和残余压应力降得过低。

有些轴类零件，除了要具有耐疲劳和耐磨损以外，还要有一定的冲击韧性和塑性等综合力学性能，对这类零件应以中温回火为主。

轴颈要求的硬度与轴承类别有关。若轴承是滚珠轴承，因它与轴颈无相对滑动，只是为了改善装配工艺和保持尺寸精度，故轴颈硬度通常选取40～50HRC。若轴承是巴氏合金，可选用40HRC；若轴承是锡青铜，则所选硬度不应小于50HRC。对铸铁或钢质的轴承，轴颈硬度应选定为60HRC左右。

(2) 轴类零件表面感应加热淬火时存在的一般问题的改进措施

1) 淬火变形的防止 轴类零件一般都属于细长零件，为了避免变形后冷校直对疲劳强度带来的损害，在淬火工艺过程中应尽量避免产生弯曲变形。产生弯曲变形的原因有以下几个方面：

当轴在感应加热表面淬火时，由于感应器制造不良，轴与感应器不对中心，轴又不旋转，造成加热不均，淬火后因硬化层厚度不同而导致产生弯曲变形。淬火层深的一面由于马氏体的体积效应大于薄的一面而伸长，使之产生弯曲变形。除此之外，对不旋转的轴来说，由于喷水冷却的强度不同，热应力也会产生弯曲变形。

克服弯曲变形的最好办法是使轴旋转，并实行连续感应加热表面淬火，同时要求淬火机床转动平稳，感应器制造精确，轴与感应器应保持良好的同心度。

2) 淬火软带的消除 较长的轴采用连续顺序淬火法时(轴一面旋转，一面下降)，除弯曲变形外，常见的淬火缺陷是产生螺旋软带。从淬火后轴的表面上可以看到一条颜色发蓝或发黑的螺旋带，它的硬度比正常者低 4~6HRC，或更多。这显然有损于轴的抗疲劳与耐磨损性能，是一种淬火缺陷。

产生螺旋软带的原因有：①感应器高度太低，以致冷却不足或已淬硬区受到自回火；②感应导体与汇流条相连开口处之间的距离太宽，面对零件处加热不足；③零件边旋转边移动时两者的速度不协调，如旋转慢而下降快时，则易形成这种缺陷；④喷水孔角度不一致，特别是向加热区有返水者；⑤感应器安装在一个不同的水平面上，偏斜较大也会出现这种现象。

消除方法：充分保证感应器的制造质量；把感应器的位置安装准确；保证淬火机床旋转和下降平稳，同时协调旋转与下降速度。为了消除或减轻返水现象，可将喷水孔改为环缝，用低压流量的冷却水对旋转的轴件进行淬火冷却。在保证淬硬的条件下冷却水的流量和压力越低越好。

在处理阶梯轴时，在阶梯过渡处常因冷却不良而产生回火软带，可采用辅助喷水圈来消除。

3) 轴端、孔、键等裂纹的防止 在处理轴类零件时，如工艺措施不当，在轴的端面、孔、键等处容易产生淬火裂纹。例如轴的端面在感应器中加热时间过长，由于边缘效应，尽管有倒角，棱边还会严重过热而产生淬火裂纹。因此，这类裂纹都是零件的连续性被破坏时，涡流分布不均，局部地方严重过热所引起的，并且这种现象不可能通过改变感应器的形状解决。

对轴的末端来说，为了防止轴端面棱边产生淬火裂纹，可允许距端面约 2~8 mm 不淬硬。如必须全部淬硬时，可控制通电时间的起始或截止来解决，即轴的起端进入感应器高度的一半时通电加热；末端进入感应器的一半时截断电源。

轴类零件上的油孔或定位孔，常在感应加热中，由于局部过热而产生淬火裂纹，其原因是感应涡流在孔附近产生畸变，在淬火时往往形成C形裂纹。

消除油孔裂纹的措施：

① 打入铜塞或低碳钢塞进行屏蔽；

② 将感应器中对准油孔部分的喷水孔堵孔（如曲轴颈），把喷水变为流水冷却。对 5 mm 以下的油孔，采用这种方法有良好效果；

③ 油孔倒角能避免油孔边缘过热和急冷，并能减少应力集中；

④ 采用较小的比功率，适当降低加热速度，采取较高的自回火温度。

对于键槽来说，由于涡流与其垂直键槽的边缘很容易过热（高频更为严重），一般可采取镶入纯铜键的办法来避免边缘过热，以保证淬火质量。

3.4.3 其他零件的表面感应加热处理

感应加热表面淬火还可以用于内孔、机床导轨、轴套等机械零件，也可以用于滚丝模、卡尺、剪刀刃口等工模具的表面淬火。将工频交流感应加热用于表面淬火，可以对大型零件如柱塞、冷轧辊、重型铁路机车车轮等进行深层表面淬火。根据不同零件的性能要求，感应器的设计和感应加热处理的工艺也有所不同。

3.5 感应加热表面淬火后的组织和性能

3.5.1 感应加热表面淬火后的组织特征

感应加热表面淬火后的组织与普通加热淬火相比，最明显的特征是沿圆柱径向有明显的差别。图 3.2-43 是 45 钢和 T8 钢表面加热淬火后组织和硬度分布，一般可分为淬硬层、过渡层和心部组织三部分。图中第Ⅰ区温度高于 Ac_3，当材料淬透性足够大时，淬火后得到全部马氏体，称作全淬硬层；第Ⅱ区温度在 $Ac_3 \sim Ac_1$ 之间，淬火后得到马氏体 + 铁素体（F），称为过渡层；第Ⅲ区加热温度低于 Ac_1，为原始组织。45 钢是铁素体（F） + 珠光体（P），T8 钢为珠光体。图中曲线 1 和 2 分别为 45 钢和 T8 钢表面淬火后的组织和硬度分布，可以看出，T8 钢的过渡区在相同温度下比 45 钢要窄，这是由于 T8 钢的两相区是渗碳体和奥氏体，淬火后得到马氏体 + 渗碳体，硬度较高。过渡区的宽度实质上由温度梯度决定，提高加热速度，增大温度梯度可显著减小过渡区，从而对残余应力分布带来影响。

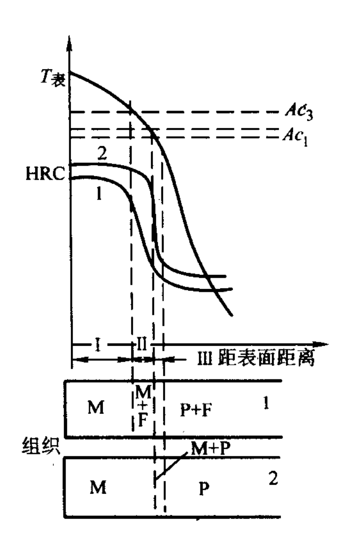


图 3.2-43 45 钢和 T8 钢表面加热淬火后组织和硬度分布
1—45 钢；2—T8 钢

表面淬火后的组织及其分布还与钢的成分、淬火规范、工件尺寸等因素有关。如果加热层较深，还经常在硬化层中存在着马氏体 + 贝氏体或马氏体 + 贝氏体 + 托氏体和少量铁素体等的混合组织。由于奥氏体的不均匀性，淬火的马氏体也有多种形式，如板条马氏体、片状马氏体以及其他形式，有时分层分布，有时混合在一起。从金相形态看，很难看到明显的马氏体针或板条束，而多为"隐针"型马氏体。由于过渡区的存在，工程上判定淬硬层深度与淬透性一样，也是按半马氏体区的宽度为准，用金相或硬度来评定。对于许多钢材来说，用酸蚀法更为方便，因为腐蚀后即可清晰地显现硬化层的边界，可以直接用尺子去测量。

3.5.2 表面淬火后的性能

感应表面淬火后的硬度比普通加热要高（见图 3.2-44），

至少也提高3～5HRC。这是由于快速加热时在细小的奥氏体内有大量亚结构残留在马氏体中所致，加之喷水冷却，这种差别会更大。但最高硬度的获得还与淬火加热温度和加热速度有关。图3.2-45和3.2-46分别是淬火温度和加热速度对表面硬度的影响。对一种材料来说，在某一温度下才可获得最大硬度，加热温度低，由于奥氏体化不充分，碳化物未完全溶入奥氏体，马氏体碳含量低，而使硬度不高。当温度过高，会使晶粒长大，亚结构消失而使硬度下降。显然，提高加热速度会使淬火温度上升而不使晶粒长大，故而使表面硬度上升。

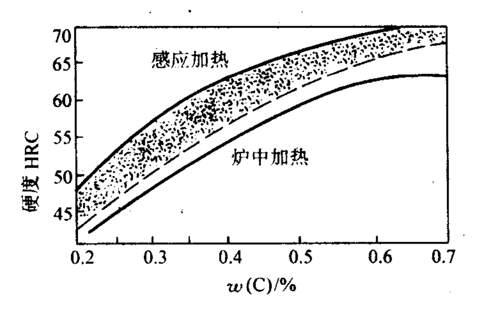


图3.2-44 碳含量对淬火硬度的影响

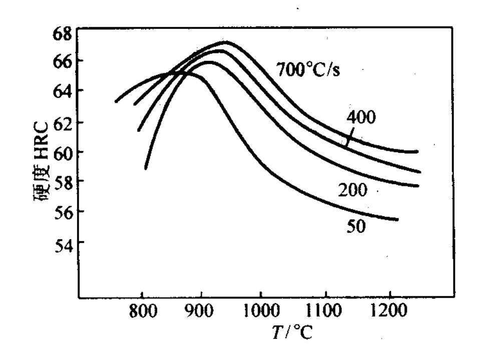


图3.2-45 加热温度对表面硬度的影响

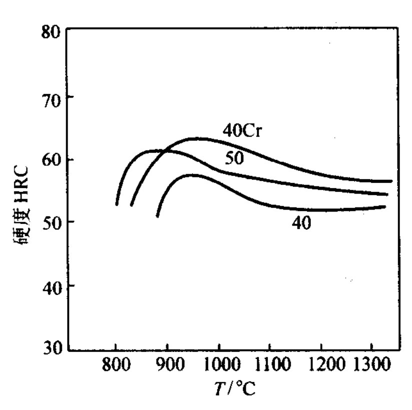


图3.2-46 CrWMn钢加热速度对表面硬度的影响

表层形成较大的残余压应力，并随着碳含量的增加而增大。这种高表面硬度与表面残余压应力使工件的疲劳极限大幅度地提高。表面淬火后疲劳极限可提高5～7倍，甚至有文献报导40MnB钢表面淬火后（硬化层为4～7 mm）可提高寿命20倍。更使人感兴趣的是降低了缺口敏感性，如40Cr钢，用直径为20 mm的光滑试样，调质后 σ_{-1} = 450～480 MPa，调质 + 表面淬火后达630 MPa。而直径为20 mm的缺口试样，调质后 σ_{-1} = 140 MPa，而调质 + 表面淬火后达600 MPa，几乎与光滑试样相当，这也是高频表面淬火在汽车工业广泛应用的重要原因。

由于高频表面淬火组织细、碳化物分布均匀且细小，所以硬度高、强度大，比一般淬火件的耐磨性要高，再加上表面压应力的作用，改善了接触疲劳时的应力分布，也可以大幅度地提高抗接触疲劳能力。但与同硬度的渗碳钢相比要差一些，这是由于碳化物较少的缘故。所以，提高钢材碳含量后，表面淬火处理可以进一步提高耐磨性。

4 激光加热表面热处理

激光表面处理技术的研究始于20世纪60年代，但是直到70年代初研制出大功率激光器之后，激光表面处理技术才获得实际的应用，并在近十几年内得到迅速的发展。激光淬火是现有各种激光表面处理技术中研究和应用最多的方法之一。另外，激光表面重熔工艺也获得了一定程度的应用。

激光淬火又称为激光相变硬化，是指以高能密度的激光束照射工件表面，使其需要硬化部位瞬间吸收光能并立即转化为热能，从而使激光作用区的温度急剧上升形成奥氏体，并在激光停止辐照后快速自淬火，获得极细小马氏体和其他组织的高硬化层的一种热处理技术。

激光淬火的主要目的是在工件表面有选择性的局部产生硬化带，以提高耐磨性，还可通过在表面产生压应力，提高表面疲劳抗力。该工艺的优点是不需外加淬火介质，加热、冷却快，工艺简便易行；处理零件表面光滑、变形小，一般不需后续加工即可直接装配使用；硬化层具有很高硬度，一般不回火即能应用。因此，该工艺特别适合形状复杂、体积大、精加工后不宜采用其他方法强化的零件表面处理。激光淬火是最先用于金属材料表面强化的激光处理技术，现已成熟地用于工业生产，并不断开拓其应用领域。

激光表面重熔工艺是将表面快速加热到熔点以上，然后快速冷却，获得细化的组织，如果条件合适，还可以得到非晶态的表面层组织，对提高材料表面的耐磨性和耐腐蚀性能有很大作用。

4.1 激光的产生及其特点

4.1.1 激光的产生

众所周知，物质是由分子构成的，分子又是由原子构成的，根据量子力学的概念，原子是处于不同的能带上，也称为处于不同的能级上。通常情况下，原子处于最低的能级或者说最稳定的状况，这一最低能级称作基态，比基态高的能带（能级）称为激发态。绝大多数的原子都处于基态，只有极少数的原子处于高能态，原子的这种分布状态称为正常分布。而当原子受到电激励或光能的激励时，则处于基态的原子便跃迁到高能态，此时，处于高能态的原子反而比处于基态的原子数还多，原子的这种分布状态称为反转分布，由正常分布变为反转分布的过程称为粒子数反转。实现粒子数反转分布的工作物质称为增益介质（或称激活介质）。在一定条件下，增益介质将同时存在光的自发辐射、受激辐射和受激吸收三个过程。处于不稳定状态的粒子时时有返回基态的倾向。当受激原子由高能态返回到基态时，它所具有的能量以光能的形式释放出来。由增益介质受激所发出的光，经过在光谐振腔中加工，产生光的振荡。振荡于反射镜之间的光，一部分经反射镜（输出窗口）输出，这部分光就是我们所需要的激光，另一部分光在反射镜上和偏离反射镜腔轴的方向上损耗掉。要维持激光发生装置连续工作，必须使光在增益介质中振荡的能量足够高，以补偿能量的损耗，即满足“阈值”条件。

由以上分析可以看出，要获得连续稳定的激光束，必须满足粒子的反转分布和阈值条件。要实现这一目的，必须使激励源提供的能源，不论是光能、电能、化学能或核能，足以使工作物质内部的粒子在某些能级间实现粒子的反转分布

和克服其振荡光能的损耗。

4.1.2 激光的特点

激光的主要特点如下。

1）方向性和单色性　在谐振腔产生的光子，凡是不沿谐振腔轴线受激发射的都从侧面逸出腔外，只有沿谐振腔轴线（或非常靠近这个方向）的光子才能在谐振腔内存留。也就是说，由于所有的受激发射的光子都是同一方向的，激光光束只能沿谐振腔的轴线方向传播，所以激光光束具有很高的方向性。

形成单色的原因可以简单地概括为以下两个方面：一是只有某频率的光才能在某物质中得到放大，二是在固定的谐振腔内只有一定频率的波才能发生振荡。所以激光的单色性比任何其他的光源都高。比如，He－Ne激光器的激光谱线宽度小于 10^{-8} nm，单色性约为氖灯的几千倍。

2）相干性　当两束光在某一区域相遇，便形成明暗交替的条纹，这一现象称为光的干涉。但不是任何光或在任何条件下均能产生光的干涉条件。对普通光而言，因为其频率成分复杂，振动相位不规则，振动方向杂乱，各个方向分布均匀，因此不能产生干涉。而激光却能满足相干涉的条件，即波长频率相同，相位差恒定，振动方向一致，所以两束激光束在某区域相遇，必能产生干涉，因此把激光称为相干的光，并具有相干性。

3）发散性　光束的直径随着与激光输出口外距离的增加而扩大。在较远距离的传输过程中，激光的能量不会受到较大的损失。

4）强度　由于发射角小，激光束可以通过聚焦镜集中在一个很小的点上。焦面上的光点直径 $d=f\theta$。式中 f 为透镜焦距，θ 为激光束的发射角。d 越小，则聚焦能量越高。实际上目前激光器可以产生比太阳光还亮几亿个数量级的强度。

鉴于上述特点，激光源发出的激光经聚焦后可获得很高的能量密度束高效率地定向传播到某一很遥远的地方，而且能量也不会受到很大损失。

激光加热金属的特点如下。

1）快速加热，快速冷却　激光加热金属时，主要是通过光子和金属材料表面的电子和声子的相互作用，传递激光的能量。电子和电子、声子和电子、声子和声子的能量交换：使处理层材料温度迅速得到提高，在 $10^{-7}\sim10^{-9}$ s之内，就可以使作用的深度内达到局部热平衡状态。此时温度升高速率是 10^{10} ℃/s。由于金属本身是优良的导热体，将使处理层快速冷却，不必另加冷却条件，冷速可达 10^{3} ℃/s以上，甚至可达 10^{6} ℃/s以上。

2）精确的局部表面加热　通过导光系统，激光束可以将一定尺寸的束斑精确地照射到工件的局部表面。由于激光处理区与基体的过渡层很窄，基本上不影响处理区以外的基体组织和性能。

3）温度场　由于激光束束斑尺寸大大超过了分子尺寸，原则上可以把材料看作连续介质，应用数理方程建立激光处理层的温度场。一般温度的测量是通过处理层的金相分析来间接估计处理层不同区域的加热温度。通常处理层表面温度较高，与基体交界层加热温度较低，而冷却速度是表面层较低，交界层较高。图3.2-47是一定速度移动的激光在金属表面形成的温度分布。

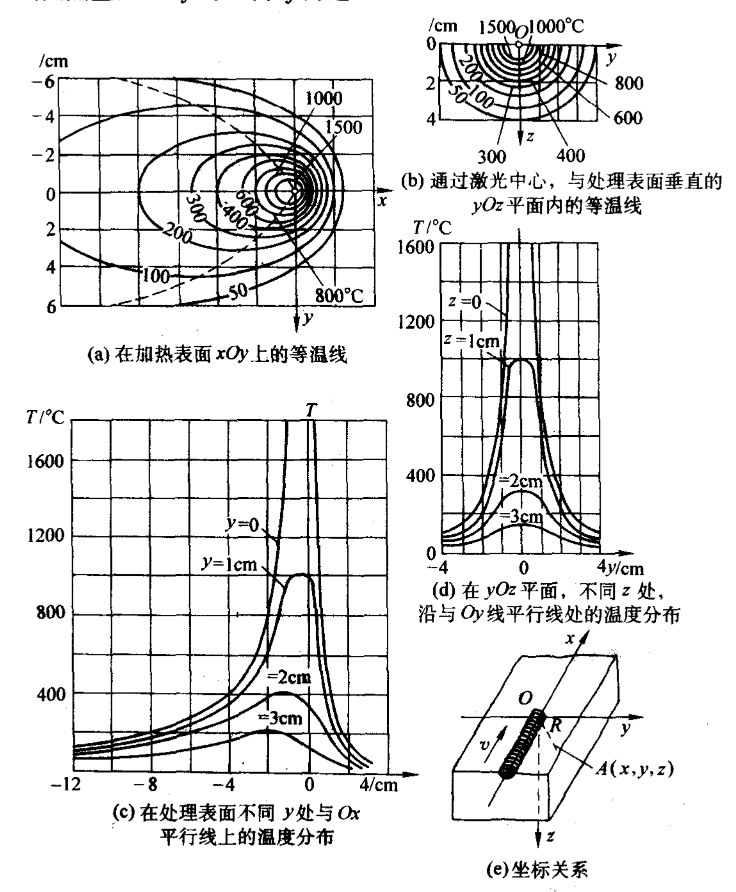


图3.2-47　点光源激光在金属表面移动后形成的温度场分布图

4）金属材料表面对激光的反射　在室温下，所有金属都是10.6 μm波长的CO_2激光的良反射体，反射率高达70%～80%。当金属温度达到熔点时，反射率降至约50%。当达到气化温度时，反射率进一步降至约10%。因此在激光处理温度不超过材料熔点时，必须施加吸光涂层以增加吸收率；在熔点以上，无须施加吸光涂层，以避免处理层污染。图3.2-48是各种波长的激光在金属表面和氧化物表面的吸收情况，可见，在不同波长范围内，吸收的情况不同，在可见光和红外区，吸收比较小。

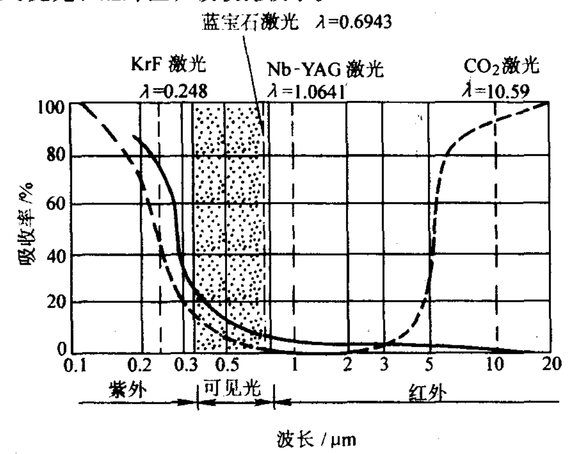


图3.2-48　金属和氧化物对不同波长激光的吸收情况，实线为金属，虚线为氧化物

总之，使用激光进行表面处理的主要优势是：安全、清洁、无污染；可快速、局部加热材料并实现局部急热、急冷，获得特殊的表层组织结构与性能；易于加工高熔点材料、耐热材料、高硬度材料等；可在大气、真空及各种气氛中进行加工；可使用大体上相同的激光设备，通过改变激光波长及其他工艺参数进行不同工艺处理。同时，它是一种非接触性加工方法，适合自动化生产且具有生产率高、工件变形小、可精确控制质量等特点。因此，激光表面处理被认为是一种具有广阔应用前景的新技术。

4.1.3　激光器

激光的工业应用已历经三十余年，已研制成功的激光器品种很多，分类方法也各异，按工作的方式分为连续态和脉冲态两种。对于脉冲激光器来说，如果脉冲持续时间为毫秒级（10^{-3} s），称为脉冲激光器，如果持续时间为纳秒级（10^{-9} s），则称为巨脉冲激光器，由于它采用了一种叫*Q*突变技术的特殊装置而实现的，所以又叫做调*Q*开关激光器。若脉冲时刻短至10^{-12} s，就叫做超短脉冲激光器或锁模激光器，等等。

按工作介质分有固体、气体、半导体及液体激光器。固体激光器的介质是固体物质，如红宝石、加钕玻璃或钕钇石榴石（YAG）等。固体激光器的工作方式可以是连续的，也可以是脉冲式的，但玻璃激光器则全是脉冲式。固体激光器的特点是输出功率高、耐用，广泛地应用于工业加工方面，还可以做成小体积，适用于野外作业。

气体激光器的工作介质是气体，常见的有He－Ne，CO_2等，还有氩离子激光器、N_2激光器、水蒸气激光器等，各有所长。但总的来说，气体激光器同固体激光器相比，有很多优点，如单色性比固体温光器更好；频率也比较稳定；可以连续工作，波长范围大（从紫外到远红外已发现有几千条），结构相对简单，成本也较低，所以得到极其广泛的应用。

液体激光器重要的品种是染料激光器。它的激活物质是某些有机染料在乙醇、甲醇或水等液体中的溶液，所以称为染料激光器。常用的染料有以下几类：聚甲炔染料、占吨染料、香豆素染料和闪烁染料。染料激光器最重要的特征是，一定的染料配以适当的装置，有可能实现在30 nm宽的范围内改变振荡波长，更换染料就可以在从近红外到近紫外的任何波长得到振荡。同时这些激光器的增益也很高，可与固体激光器相比。

化学激光器的粒子数反转是由化学反应产生的。大部分的化学反应能转化成为分子振动能，因而激光跃迁是振动－转动型。现已发现的波长分布于3～10 μm之间。这种激光器提供了直接从化学能转化为电磁能的可能性。

半导体激光器中研制的比较成熟的是GaAs激光器，它的优点是效率高，易于调制。这些优点将使激光器体积小、重量轻、结构简单，适用于飞机、军舰以及步兵携带，但它的输出功率较小，多用于光通信。如果能提高其输出功率，可以在计算机上作为高速开关元件和逻辑元件。室温下得到红绿色可见光的激光器则能作为大屏幕激光彩色电视机的光源。作为激光加工的能源则要进行很多的研究才有可能。

目前激光器正在向高质量、高可靠性、小型化、降低成本的方向发展。最常用的激光器是使用CO_2气体激光器或Nd固体型激光器。国外先进工业国20～25 kW高功率CO_2激光器将普遍使用，100 kW的激光器已研制成功，平均输出功率在千瓦级的钕玻璃激光器、准分子激光器已用于材料加工。国内也不断开发CO_2、YAG等工业激光器，已有工业产品。不同种类的激光器所发生的激光已有几千种波长，其中最长的波长达4 mm，已和微波相衔接，最短的波长已至21 nm，是远紫外区，X光区的激光也将问世。主要激光器的特性及应用范围如表3.2-9所示。

表3.2-9　主要激光器的特性及应用范围

激光器种类	波长	振荡方式	最大输出功率（脉冲高峰值）	寿命	主要应用领域
CO_2激光器	10.6	连续式	1 000 kW		加工、医疗
		脉冲式	10 kW（10 Hz）		激光雷达设备
掺钕钇铝石榴石（Nd：YAG）激光器	1.06	连续式	1 000 W		加工、医疗
		脉冲式	10 kW（100 Hz）		加工
掺钕钇石榴石（倍频调Q Nd：YAG）激光器	0.53	调Q式	5 kW 10 kHz		电子零件加工
			10 MW（10 Hz）		激光雷达设备、织构化处理
钕玻璃激光器	1.06	单脉冲放大	（10 TW）		核材料加工
氦-氖（He-Ne）激光器	0.632 8	连续式	（10 mW）	2万h	测量、信息设备、民用设备
氦-镉（He-Cd）激光器	0.442	连续式	（100 mW）	5 000 h	信息设备
氩离子（Ar）激光器	0.514 5 0.488 0	连续式	（10 W）	2 000 h	医疗、民用设备、显示器
半导体激光器	0.85 1.3 1.55	连续式 脉冲式	100 mW 10 W 平均	10万h	光通讯、民用设备、信息设备、测距、医疗

续表 3.2-9

激光器种类	波长	振荡方式	最大输出功率（脉冲高峰值）	寿命	主要应用领域
Excimer 激光器（准分子激光器或激化物激光器）	0.308 0.249 0.193	脉冲式	100 W（平均） （10 mW） 500 Hz		光化学工艺、医疗
色素激光器	0.3～1.2	连续式	1 W		分光
		脉冲式	10 W（平均） （1 mW） （10 Hz）		分光、激光雷达设备

选择激光器的技术条件，主要考虑以下各因素：

1）输出功率：根据加工目的、加热面积、要求处理深度等因素选择，功率稳定度＜2%～3%。

2）输出波长：材料对不同波长的光有不同的反射率，反射率越小，吸收率越高。

3）光电转换效率：一般在10%～20%。

4）输出方式：脉冲式或连续式。连续运行的时间＜8 h。

5）光斑尺寸：设计导光系统的参数之一。

6）模式：多模式或单模，多模适用于表面处理，单模用于切割、焊接、封孔等。

7）运行成本、气体耗量等因素。

8）操作功能：根据具体生产工件选择。

4.1.4 激光的外围装置

激光发生装置由导光系统，工作台系统和控制系统等几部分构成。

（1）导光系统与聚焦系统

导光系统的功能是将输出的激光束经光学元件引导到工件上，并通过光束处理装置和聚焦的光学系统等调节各种参数，使激光达到要求的光斑直径和功率密度。导光系统主要包括光闸、光束通道、光转折镜、聚焦镜、同轴瞄准装置、光束处理与冷却装置等。图 3.2-49 为导光系统示意图。图中的氦氖光代替 CO_2 激光束，为瞄准光，先用它瞄准加工部位。光闸的作用是开通或关断激光束。光束的导向通过折光镜和聚光镜完成，最终由光束处理装置将它处理成强度均匀的光斑，同时还可以改变光斑尺寸，增加扫描宽度。

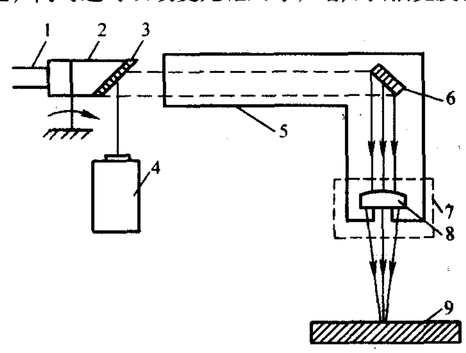


图 3.2-49 导光系统示意图

1—激光束；2—光闸；3，6—折光镜；4—氦氖光；5—光束通道；7—光束处理装置；8—聚焦透镜；9—被加工工件

聚焦系统主要有：

1）可调焦的固定透射式聚焦系统；

2）旋转升降透射式聚焦系统；

3）移动透射式聚焦系统；

4）反射式聚焦系统；

5）反射式宽带聚焦系统等五种。

利用聚焦系统可以调整淬火的硬化宽度、硬化深度。

（2）工作台系统

工作台是完成各项激光表面处理操作满足加工要求的装置。工作台系统按运动方式一般有以下三种：

1）固定光束单工作台系统　输出的激光束固定，工件在工作台可以作 x、y 轴旋转，运动速度可调。

2）可移动光束单工作台系统　激光束可以做二维移动，可以圆形、线形、矩形束斑照射到工件表面，同时工作台也可作 x、y、z 三维平移或沿 x、y 轴旋转。

3）固定光束的多台工作系统　即由几个工作台和一台激光器共同组成的柔性加工系统。

（3）控制系统

激光加热的控制系统，包括计算机控制工作台或工件移动系统、功率检测系统、观察处理过程的电视接收系统、激光功率控制、气压及补偿流速的测量与控制、风机控制、电源控制、导光控制及安全机构等多种功能控制。

（4）辅助系统

辅助系统包括遮光、喷气、排气、屏蔽装置等，遮光装置用于在处理零件暂不需激光照射时将激光挡住；喷气装置防止金属表面或涂层等在加热中产生烟、气、飞溅物（如熔融的金属粒子）污染镜面，同时保护工件不氧化脱碳，喷惰性气体如 Ar、Ne、N_2 等；排气装置吸收烟及有毒气体，以免妨碍光的透过及污染工作环境；屏蔽装置是工作防护罩，主要防止激光照射或经零件反射伤害人体。

图 3.2-50 为工业用 CO_2 激光淬火机床的示意图。

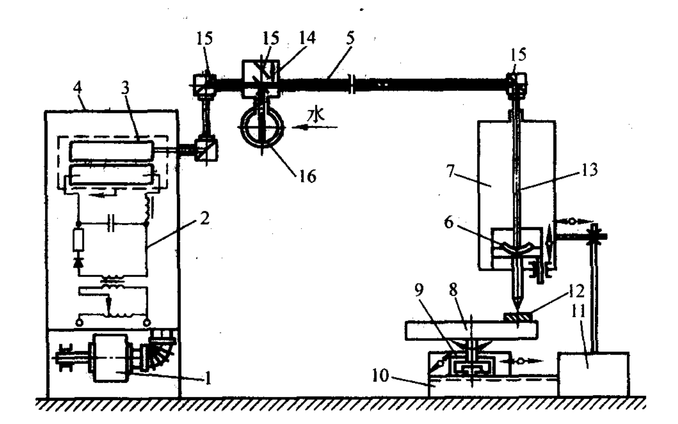


图 3.2-50 CO_2 激光淬火机床的示意图

1—泵系统；2—供电系统；3—谐振腔；4—激光头；5—遮挡管；6—聚焦物镜；7—光学系统；8—旋转工作台；9，10—纵横向移动导轨；11—机座；12—工件；13—激光束；14—激光关断系统；15—光路切换镜；16—光度计

4.2 激光加热表面淬火的表面预处理

通常情况下，为克服固态金属表面对激光的高反射，增强对激光的吸收，激光淬火前，一般需进行工件（表面）预处理，即在工件表面预置吸收层。

吸收层应具备以下性质：

1）高温热稳定性。能经受住激光热处理的高温而保持其对激光的高吸收性；

2）和工件表面有较好的结合，并具有高的导热系数以将其吸收的热量传入工件；

3）与工件不起化学反应；

4）具有合适的厚度；

5）易于生成和去除（如果需要去除的话）。

常用制备吸收层的方法主要有以下几种：

1）碳素法　用碳素墨汁、普通墨汁或者碳黑胶体在悬浮于一定黏结剂的溶液中，用涂或喷涂的方法施加在清洁的

工件表面，能涂在任何材料上，亦能局部涂敷，但不易涂得均匀，炭黑燃烧时产生烟雾及亮光，吸收效果不太稳定。

2) 磷化法 将清洗干净的工件放在以磷酸锰或磷酸铁为主的磷化液中处理，使其表面形成均匀的磷化膜，膜比较疏松对激光吸收效果好，该法比较简便，适合于大量生产，易去除。

3) 涂装法 工件表面涂敷黑色涂料如黑色丙烯酸漆，涂层与钢铁表面有较强的附着力，易得到均匀的表面，适合于任何材料，包括不易形成磷化膜的不锈钢、高合金钢，但吸收效果稍次于磷化法，在激光照射时产生烟雾与气味，不易去除。

4) 氧化法 将清洗净的工件放在以氧化盐为主的氧化液中处理，使其表面生成一层黑色的 Fe_2O_3 膜或一层含氧化铁和磷酸铁的混合膜，对激光吸收效果好，适合于大量生产，但处理基材受到限制。

预置涂层还有其他的方法，如真空溅射钨，氧化铜等，对 10.6 μm 激光的吸收率非常高，但生产中很少使用。目前国内外应用较多的还是磷酸盐涂层及含炭黑及胶体石墨的涂层，但都存在高温下吸收率明显下降和后者溶剂刺激性大、不易清除等缺点，目前正在研制新型激光表面处理专用吸收涂料。还可以采用调整其入射角来增强基体对激光的吸收。当线偏振光的偏振方向在入射平面内，入射角大到接近材料的布儒斯特角（对钢约为 85°）时，则材料表面对 CO_2 激光有强烈的吸收。将这一吸收机制应用于相变硬化处理，可以免去处理前制备和处理后去除表面吸收层的操作。

4.3 激光淬火工艺的特点

由于激光相变硬化加热及冷却速度都很快，所以使得激光相变硬化与常规热处理有许多不同之处。

激光淬火技术的优点：

1) 极快的加热和冷却速度 激光表面淬火时加热速度可达 $(10^4 \sim 10^6)$℃/s，冷却速度可达 $(10^6 \sim 10^8)$℃/ s。比感应加热的工艺周期短，生产效率很高。

2) 可实现自冷淬火，淬火变形小由于激光加热速度快，相变过程输入的热量少，热影响区小，因而可实现自冷淬火，淬火变形小，不需要水或油等淬火介质，既可降低消耗，又可避免环境污染。

3) 淬火后硬度高，耐磨性好 激光表面淬火后可获得极细小的马氏体和碳化物组织，其硬度比常规淬火硬度高 15% ~ 30%。尤其对于铸铁件，耐磨性可提高 3 ~ 4 倍。

4) 淬火后表层产生很高的残余压应力，可大幅度提高零件的疲劳强度。

5) 易实现表面局部及特殊部位的淬火 激光表面淬火只发生在激光照射的部位，其他部位无须进行防护。激光束可聚焦到很细，特别适合小件的局部淬火和特殊部位的淬火，例如槽壁、小孔、深孔、腔体内壁等，只要能将激光照射到位即可。

6) 淬火后表面质量高 只要工艺得当，激光淬火后表面几乎无氧化脱碳现象，表面粗糙度也几乎不变，可以作为工件加工的最后工序。

工艺过程可实现计算机控制和生产自动化。

激光淬火技术的缺点：

尽管激光淬火是一种先进技术，具有许多优点，但也存在一些不利因素和一定的局限性。

设备较贵，一次投资大，对操作人员要求较高；淬火前表面要增加预处理工序；大面积淬火时，扫描带之间有软带，硬度不连续；光电转换效率还很低。硬化层深度比高频感应加热淬火浅。

所以要正确认识选择激光淬火，扬长避短，充分发挥激光淬火优势。

4.4 激光淬火工艺参数选择

激光淬火最重要的是要控制表面温度和淬硬层深度，且要求在保证一定淬火层深度的前提下，有较高的生产效率。为达到上述要求，则需要控制激光淬火的工艺参数。

激光表面淬火工艺参数在连续输出的条件下主要是激光器输出功率 P、光斑直径 D 和扫描速度 v，对于脉冲输出还要考虑输出的脉宽和频率。此外，表面黑化状况，在激光作用区吹送气体状况，光路系统以及光束焦距等都对激光表面淬火质量有一定的影响。实际上，决定表面淬火质量（硬化层深度表面硬度）的因素是材料表面所吸收的激光能量密度。因此，在其他工艺因素不变的条件下，对于钢和铸铁，淬硬层深度 H 与输出功率 P、光斑直径 D 和扫描速度 v 之间一般存在 $H \propto P/\sqrt{Dv}$ 经验关系。

激光输出功率和光斑尺寸决定了功率密度（单位光斑面积上的激光功率）。功率密度确定以后，控制扫描速度，即可控制加热温度和穿透深度。功率密度过小，加热速度慢或不能达到要求的加热温度；在保证表面不熔化的前提下，尽可能采用较大的功率密度以获得快速加热，但此时穿透深度比较小。扫描速度应与功率密度适当配合，一定的功率密度下，扫描速度太慢，可能造成表面熔化或热量穿透过深，不能自激冷却淬火；钢件表面淬火，一般要保证光斑接触时间不超过 0.2 s，但扫描速度太快，则不能达到要求的加热温度或穿透深度太浅。有试验研究表明，激光输出功率、扫描速度、光斑尺寸三个工艺参数，对淬硬层深度的影响程度依次减弱；而对硬化层硬度值大小的影响，则按扫描速度、激光输出功率、光斑尺寸依序依次增强。

不同工件要求的表面硬度、硬化层深度、硬化带宽度及形状（直线、螺旋线等），视其服役条件而各不相同。具体工艺参数，要根据工艺试验确定。图 3.2-51 是常用的几种激光加热模式。

由于激光淬火工艺控制与激光相变硬化温度场有密切关系，计算机模拟已经被应用于激光淬火工艺参数的选择上。目前已有采用瞬时非稳态热源解法，导出描述激光淬火时对零件内部热循环过程及快速估算硬化层深度的近似公式，且简便实用，误差较小。还有采用有限元分析软件在计算机上再现曲轴圆角激光淬火过程中内部温度分布的拟实模型，以及基于神经网络和遗传算法的激光淬火性能预报与工艺设计计算机系统等。尽管这些研究结果还与实际情况相差较远，但代表了激光淬火工艺控制的发展方向，是一个良好的开端。

4.5 激光淬火对显微组织结构及性能的影响

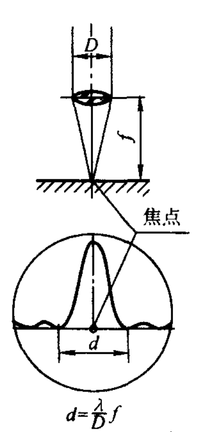
4.5.1 激光淬火组织转变特征

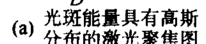
在激光加热时、金属表面组织结构转变仍遵循相变的基本规律，激光相变区经自冷淬火获得微细马氏体组织。但是，其组织结构明显不同于常规淬火处理获得的组织结构。激光淬火除产生马氏体组织外，还是有下述组织转变特征：

1) 组织细化 由于加热速度快、奥氏体化温度高、过热度大、奥氏体形核率高、晶核细小，奥氏体晶粒的超细化，使得相应马氏体晶粒及亚结构细化。

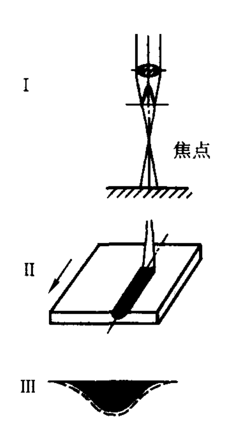
2) 出现化学成分微区不均匀 由于加热速度快、时间短、奥氏体内的碳和合金元素扩散不均匀，冷却时在微区内转变为成分不同的马氏体或保持成分不均匀的残留奥氏体。

3) 晶体缺陷数增加 高速加热冷却引起的热应力和组织应力都较大，故在表面层内形成很高的位错密度，硬化层内的点阵畸变也有增加。

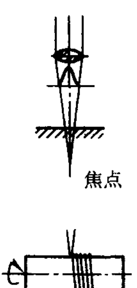




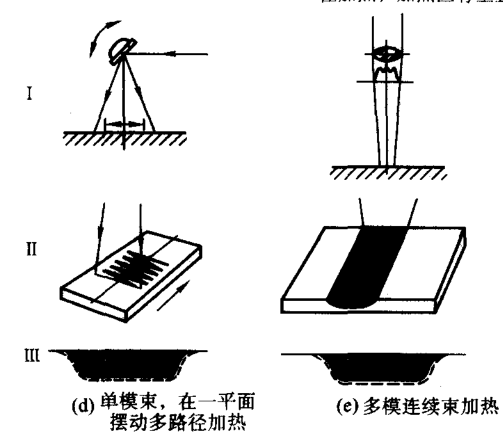
(a) 光斑能量具有高斯分布的激光聚焦图



(b) 单模散焦激光束，工件表面位于焦点以下，单路径加热



(c) 单模连续散焦激光束，工件表面在焦点之上，多路径加热，加热区有重叠，可能造成前一硬化层回火



(d) 单模束，在一平面摆动多路径加热

(e) 多模连续束加热

图 3.2-51 激光加热的几种模式

Ⅰ—聚焦和摆动方式；Ⅱ—加热和工件移动方式；Ⅲ—工件硬化层的形式

4.5.2 激光淬火层不同区域的显微组织

另外，激光作用区从表层往深度方向，各层温度呈递减分布，随着温度的递减，先共析相的溶解程度在淬火组织中均能表现出来。所以，激光加热表面淬火后，激光淬火层的组织自表面往深度方向，大体上分为淬火硬化区、过渡区与基体三部分。在淬火硬化区，碳钢表层为极细的马氏体；铸铁件的表层则为极细的马氏体加未转变的残留奥氏体和未熔化的碳化物和石墨；合金钢的表层为极细板条或针状马氏体加未熔的碳化物和少量残留奥氏体。激光硬化区与基体交界的过渡区呈现复杂的多相组织。硬化区向内的基体仍保持激光处理前的组织。表 3.2-10 列出常用钢铁材料激光淬火典型组织。

表 3.2-10 常用钢铁材料激光淬火层典型组织

材料名称	激光淬火层组织			备 注
	淬火硬化区表层	过渡区	基体	典型钢种
低碳钢	板条马氏体	马氏体＋细化铁素体	珠光体＋铁素体	20 钢 用常规淬火方法很难淬硬，激光淬火后硬化深度约为 0.45 mm，表层显微硬度 420～460HV

续表 3.2-10

材料名称	激光淬火层组织			备 注
	淬火硬化区表层	过渡区	基体	典型钢种
中碳钢	细小板条马氏体	马氏体＋托氏体		45 钢（调质态）
	细针状马氏体	隐针马氏体＋托氏体＋铁素体	心部珠光体＋铁素体	45 钢（退火态）
高碳钢	马氏体＋托氏体＋渗碳体，还有一定的残留奥氏体			T8 共析钢 T12 钢
轴承钢	隐针马氏体＋合金碳化物＋残留奥氏体	隐针马氏体＋回火托氏体＋回火索氏体＋合金碳化物	回火马氏体＋合金碳化物颗粒＋残留奥氏体	GCr15 钢
高速钢	隐针马氏体＋未熔合金碳化物＋残留奥氏体		回火马氏体＋合金碳化物	18-4-1 高速钢
铸铁	第一层（白亮层）；完全淬火马氏体第二层：淬火马氏体＋片状石墨			HT20－40

4.6　激光淬火层性能

4.6.1　硬度

激光淬火的硬度比常规热处理淬火要提高 15% ~ 20%，图 3.2-52 表示低、中、高碳钢激光相变后所得的沿截面的硬度分布曲线。图 3.2-53 表示不同碳含量的钢经激光淬火后所得的硬度与常规淬火所得硬度的对比曲线。图 3.2-52 和图 3.2-53 数据表明：各种碳素钢经激光淬火后，其显微硬度值均高于常规淬火获得的显微硬度值，且钢中碳含量越高，显微硬度提高得越多。共析钢的显微硬度提高了 300HV。

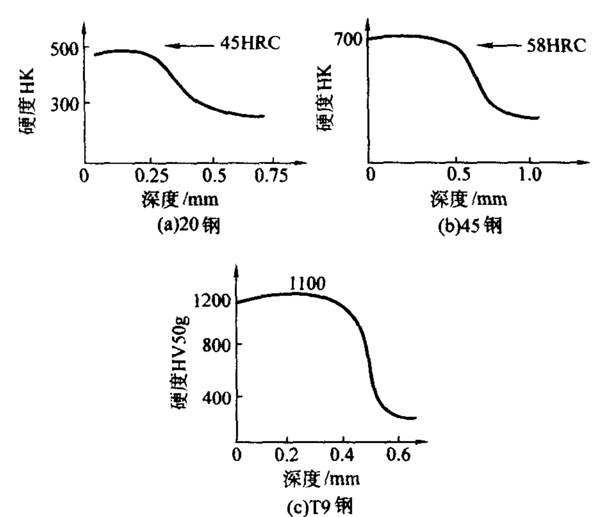


图 3.2-52　各种钢经激光淬火后沿硬化层截面深度的硬度分布

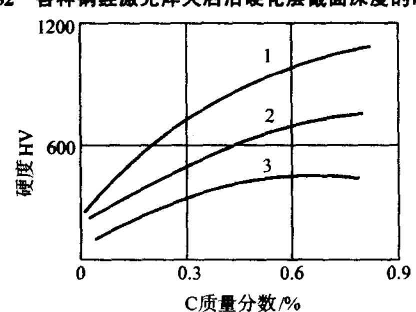


图 3.2-53　钢的显微硬度与含碳量之间的关系

1—激光淬火；2—常规淬火；3—非强化状态

激光淬火比高频感应加热淬火具有更高的显微硬度如图 3.2-54 所示，还可提高某些钢的热硬性如图 3.2-55。表 3.2-11 列出几种材料处理工艺及相应淬火层的深度与宽度。

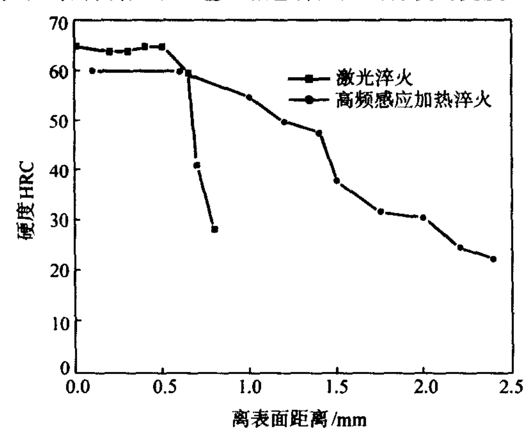


图 3.2-54　激光淬火与高频感应加热淬火的硬度分布（45 钢）

1—高频感应加热淬火；2—激光淬火

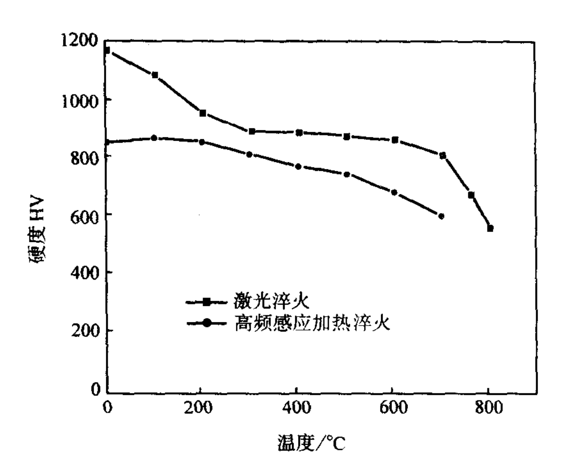


图 3.2-55　W18Cr4V 钢整体淬火和激光淬火后回火硬度的变化

（激光照射时间 1.5×10^{-3} s，光斑直径 5 mm）

表 3.2-11　几种材料激光淬火层深度、宽度与硬度

材　料	工艺条件		强化层物性		
	功率 /kW	扫描速度 /$mm \cdot s^{-1}$	深度 /mm	宽度 /mm	硬度 HRC
灰铸铁	1	25	0.5	3.8	60
铁素体可锻铸铁	1	46	0.3	2.0	57 ~ 60
T10 钢	1	38	0.3	2.3	64 ~ 66
45 钢	2	83	1.0	6.8	60
GCr9	1	20	0.44	2.6	65
T8MnA	1	5	0.9	5.5	65
40CrNiMo 钢	1	19	0.4	2.5	57 ~ 59
20CrNiMo 钢	1	19	0.36	2.3	50

4.6.2　耐磨和抗疲劳性能

激光相变硬化带的硬度比传统热处理的高，其耐磨性也比较好。铸铁与钢制工件激光淬火硬化处理后，可提高耐磨性能，同时，通过提高承载能力和表面产生残余压应力改善表面疲劳（出现凹坑）抗力。采用激光处理，可提高抗擦伤等性能。

表 3.2-12 列出激光淬火与其他淬火层边界摩擦条件下的摩擦学性能。表 3.2-13 列出激光淬火与其他淬火层滑动磨料磨损性能。表 3.2-14 列出激光淬火与其他表面处理的抗擦伤试验结果。表 3.2-15 列出几种材料激光淬火强化与其他处理的耐磨性对比数据。

表 3.2-12　激光淬火与其他淬火层在边界摩擦条件下的摩擦学性能（磨损量）　mm^3

材　料	激光淬火	淬火 + 低温回火	淬火 + 高温回火
45 钢	0.105	0.161	2.232
T12 钢	0.082	0.131	—
18Cr2Ni4WA	0.386	0.837	2.232
40CrNiMo	0.064	0.082	1.047

注：试验参数——MM200 型试验机、法向载荷 1 500 N、配副材料 Cr12MoV、60 ~ 62HRC、配副件直径 3 mm、转速 200 r/min、注油润滑。

表 3.2-13　激光淬火与其他淬火层滑动磨料磨损性能

材料及处理	硬度 HV	磨损量/mg
35CrMo 淬火回火	317	7.25
35CrMo 激光淬火	674	5.50
GCr15 淬火回火	778	3.70
GCr15 激光淬火	1 082	2.50

注：NOS－ISO－1 型磨损试验机、320# SiC、带状砂纸、试验负荷 7.55 N

表 3.2-14　激光淬火与其他表面处理的抗擦伤试验结果

项目	电化学处理	渗氮处理	高频淬火	激光淬火
组成	$Mn_3(PO_4)_2$	$Fe_{2-3}N_1Fe_4N$	马氏体	马氏体
硬化层深度/μm	8～12	4～6	1.2～1.7	0.3～0.35
表面硬度 HRC	～10	～60	60～62	65～67
抗擦伤性	1（基准）	1.6	1.3	2.3

注：激光淬火带与配对材料滑动方向呈直角。

表 3.2-15　几种材料激光淬火与其他处理的耐磨性对比

材　料	处理工艺	强化面积/%	磨损量/mg	对　比
18CrMnTi	渗碳、淬火	整体	3.3～4.6	2
	激光淬火	10 20 30	2.6～4.5 1.9～2.2 1.4～1.6	1.8 1 0.75
20Cr	渗碳、淬火	整体	2.2～2.9	0.91
	激光淬火	10 20 30	3.1～4.0 2.5～3.1 1.3～3.3	1.26 1 0.82
38CrMoAl	渗氮	整体	1.4～4.9	1.12
	激光淬火	10 20 30	4.7 2.9～4.5 2.3～2.7	1.27 1 0.67
40Cr	调质	整体	10.2～13.5	23.7
	激光淬火	20 30	2.0～3.5 2.2～2.7	1 0.9
45 钢	调质	整体	30.9～40.9	11
	激光淬火	20 30	2.1～4.4 2.2～2.9	1 0.78

激光淬火相变硬化，使工件表面产生残余压应力，这对工件的疲劳强度有直接影响。钢铁材料在相变硬化、形成马氏体的过程中体积膨胀。这个体积膨胀量对于碳含量 0.3% 的钢约为 4%。表面相变硬化层的体积膨胀受到基体的制约。因而在表层产生残余压应力。这个效应在激光相变硬化中特别突出，因为激光相变硬化层浅，其膨胀受到基体较强的制约。X 射线衍射测定表明，表面压应力值可达数百兆帕。疲劳裂纹通常由表面拉应力引起，对于激光表面处理的零件，其交变载荷必须足够克服其残余压应力，裂纹才有可能扩展。试验表明，比之高频表面淬火，激光淬火能提高零件的疲劳寿命。如 30CrMnSi2A 钢激光淬火后，表层压应力可达 410 MPa，使其疲劳强度有了很大的提高。

4.7　激光淬火加其他强化方法的复合处理工艺

（1）激光淬火＋渗氮复合处理

40CrNiMoA、38CrMoAlA 钢的激光淬火和渗氮复合处理工艺有两种方法，即先激光淬火后渗氮处理简称激光－渗氮复合处理；先渗氮处理后激光淬火简称渗氮－激光复合处理。激光－渗氮复合处理比渗氮处理的硬化层深度有所增加，工艺参数选择合理时，硬化层深度可成倍地增加；渗氮－激光复合处理与渗氮相比，硬化层深度大幅度增加，可从不足 0.12 mm 增加到 0.15～0.19 mm；与激光淬火相比，硬化层深度也有明显增加。渗氮－激光复合处理后需进行 200 ℃以下的低温回火，以消除应力、降低脆性。渗氮－激光复合处理和激光－渗氮复合处理都是最有应用前景的新的复合处理工艺。

（2）激光淬火和冲击复合强化

激光冲击强化是指强脉冲激光产生的冲击波与材料表面相互作用使材料表面强化的技术。将激光淬火处理后的 45 钢强化区域再进行激光冲击强化处理，复合强化处理后 45 钢的硬度比纯激光淬火后的硬度增加了 15%；耐磨性分别比经渗氮和激光淬火处理区域的耐磨性提高了约 3 倍和 0.9 倍。

4.8　激光淬火技术的应用

适合于激光淬火的钢铁基体材料包括碳钢、合金钢、工具钢、表面渗碳钢和铸铁等，其他金属如铝合金等材料的激光淬火也获得了应用。

与感应加热淬火、火焰淬火、渗碳淬火工艺相比，激光淬火淬硬层均匀、硬度高、工件变形小、加热层深度和加热轨迹容易控制、易于实现自动化、不需要像感应加热淬火那样根据不同的零件尺寸设计相应的感应线圈、大型零件的加工也无须受到渗碳淬火等化学热处理时炉膛尺寸的限制，因此在很多工业领域中正逐步取代感应加热淬火和化学热处理等传统工艺。尤其重要的是激光淬火前后工件的变形几乎可以忽略，因此特别适合高精度要求的零件表面处理。激光表面淬火不仅适用于平面、圆柱面或曲面，对于一般无法实现局部淬火的拐角、沟槽、不通孔孔底部、深孔内壁等部位均可处理，而且热影响区极小。它还适用于要求热影响小的局部表面淬火。

1）齿轮类　对齿轮进行激光淬火可获得理想的硬度和硬化层分布，大幅度提高耐磨性，而淬火变形很小，不影响齿轮的精度等级，不需要研磨。以之替代渗碳、渗氮等表面化学处理和感应表面淬火、火焰表面淬火等传统工艺，可大大降低生产成本，提高生产效率。已日益受到人们的重视，工艺也日渐成熟。齿轮工艺除合理控制输出功率、光斑直径和扫描速度等常规参数外，还应注意三个关键工艺问题，即齿轮偏置、变速扫描、辅助冷却。齿轮偏置指对渐开线齿廓，必须使激光束光轴和齿轮的旋转轴线保持一定的偏置量，才可以使整个齿面得到硬化；激光扫描方式有周向连续扫描和轴向分齿扫描，为获得均匀一致的硬化层对不同部位可采取变速扫描的方式；对于模数较小的齿轮，为满足激光处理自淬火的要求，因此必须采用辅助冷却技术，使齿面的冷却速度达到临界冷却速度，提高硬化层厚度。同时采用辅助冷却技术，也能防止已淬硬的齿面回火，确保获得良好的硬化效果。

2）曲轴类　对球墨铸铁曲轴进行激光淬火可获得 660～670HV 的表面硬度和很高的残余压应力，形成一层抗磨损、抗疲劳和抗腐蚀的坚硬表面层，有效地提高曲轴的使用寿命，还可以解决常规曲轴淬火工艺中的曲轴变形和二次加工等难题，不仅保证了曲轴工艺精度要求，同时还能提高生产

效率。球墨铸铁曲轴激光淬火的关键工艺问题是激光扫描方式，一般采用轴颈轴向螺旋扫描+圆角周向扫描。轴颈、连杆颈采用周向连续螺旋扫描是激光束沿曲轴的轴线作直线运动，而曲轴被强化的面绕其轴线作回转运动，使曲轴表面均匀分布着螺旋状的强化带。强化的螺纹带起着很好的对称支撑耐磨作用，而未淬火区域内具有理想的储油作用，可极大地改善曲轴轴颈的润滑条件，从而使曲轴使用寿命得到提高。轴颈圆角部分的周向扫描可防止曲轴疲劳裂纹在轴颈圆角处热影响区的弱化带萌生。

3）气缸类　激光淬火技术应用于铸铁内燃机缸孔表面强化，可有效地提高缸孔的耐磨性，解决缸孔早期磨损问题。激光淬火的主要技术参数有：扫描轨迹图案、淬火面积比例、淬火硬度以及表面状况等。激光淬火扫描轨迹图案可以是网纹状的、螺旋状的，或是其他形式。目前，我国缸套生产厂家一般都采用网纹状。气缸孔淬火面积占整个工作面的30%～40%为最佳。激光淬火后的硬度可达800～1 200 HV左右，深度可达0.12～0.15 mm。

4）整体泵筒等细长管类　抽油泵整体泵筒等细长管的内表面用传统的化学热处理方法进行强化时，易产生热变形，影响泵筒的质量。对45钢抽油泵整体泵筒进行激光淬火，硬度可达62～67HRC，达到泵体要求硬度。对细长管的内表面进行激光淬火，需要有专门的机构，该系统由三大部分组成：激光发生器及其导光系统、管内运行机构和控制系统。激光器产生激光，通过光纤将激光导入管内。整体泵筒水平放置不动，管内运行机构（管道机器人）在管内运动，同时由计算机控制安装其上的激光反射镜回转，以完成整个管壁的内表面激光淬火。运行机构的运动及激光反射镜的回转由计算机控制系统控制，以实现淬火速度和位置的控制。目前，这种装置可用于内径大于80 mm的细长管类零件内表面激光淬火。

5）不对称轴类零件　不对称轴类零件的激光淬火的工艺特点是合理选择激光淬火的工艺参数，合理地分布激光扫描带，并应注意扫描顺序。

激光淬火技术从开始应用到现在，已经历了30多年的发展历程，应用领域不断扩大。但是由于这项工艺的技术含量太高，工艺过程中影响因素太多，设备费用不菲，除了对形状简单、工艺基本定型且批量较大的工件可以专门建立生产线，并可获得稳定的加工质量外，在形状较为复杂的工件中应用仍存在不少问题，基本上还是一种成本高、控制复杂但性能特殊的实验室技术。但是，由于激光淬火技术所具有的独特优点，它仍是一项有广泛应用前景的高新技术。随着数值模拟与计算机控制技术研究的不断进展，可适用于各种情况的激光淬火工艺实时控制系统的研制也将获得成功，那时必将为激光淬火技术全面进入自动化生产线铺平道路。

4.9 激光表面重熔

4.9.1 激光表面重熔的特点

激光表面重熔是激光照射金属表面，使表面发生熔化，凝固后形成一种近均质的组织，这种组织不仅硬度高，耐磨性好，而且抗腐蚀能力大大提高，对一些金属材料还可以提高疲劳极限。它的主要特点如下：

1）由于熔化层很浅，加之处理时间很短，所以热作用区很小，可以用于精密小零部件，不影响材料内部性能；

2）工件变形很小，能得到约25 μm厚的抛光表面；

3）适于局部处理；

4）这种工艺具有高度的精确性和灵活性，比激光相变强化应用范围更广，不仅可用于有相变的金属（如Fe基合金、Ti基合金等），也可用于其他合金（如Ni基合金、不锈钢等）。

4.9.2 激光表面重熔处理后的组织和性能

激光表面重熔处理后的组织决定于熔化和冷却两个过程，这两个过程都非常快，是非平衡态过程。在凝固时，温度梯度愈大，愈容易生成等轴晶。凝固速率的增大，树枝状晶和胞状晶比例增大；当速度合适时，成分合适的情况下，还可以得到非晶态组织。由于熔池受到各种力的作用，所以形成的各种组织分布不是对称的。在熔池边界上会形成半熔化区，那么沿其边界形成等轴细晶，再向熔池中心则成为胞状晶。

与熔化区相邻的是淬火相变硬化区，其性能类似于直接激光淬火的组织；与心部相接的是热影响区，根据加热条件的不同有不同程度的回火发生。另外激光重叠的区域也会发生回火现象。

在熔池的表面，由于与周围的气氛反应，一般形成不同程度的氧化层，由于加热和冷却过程比较激烈，使表面粗糙度变差。

激光表面重熔还将引起表面层中化合物的溶解，由于冷却速度的提高，使冷却后的组织为过饱和的固溶体，这将引起材料强度的提高和腐蚀性能的变化。

激光表面重熔技术在灰铸铁、不锈钢和工具钢领域都获得了应用。对灰铸铁进行激光表面重熔处理，使石墨完全分解并在表层形成细小的硬质质点，表面为一层细晶的不腐蚀的准莱氏体，它有非常细小的碳化物、残留奥氏体和马氏体组成，而不是珠光体和碳化物。硬化层的深度可以达几毫米，硬度可达1 200HV，具有很好的耐磨性和耐蚀性。铸铁的激光表面重熔技术主要应用在滑动环、发动机的气缸、涡轮组件、凸轮和齿轮上，可以将使用寿命提高几倍。

在不锈钢、轴承钢和高速钢等方面，将激光重熔和热处理技术结合起来，使表面层的硬度获得显著提高，寿命提高几倍。除此之外，还可以获得高的冲击韧性、理想的残余应力分布和高的疲劳强度，一些冷作模具也可以用激光重熔的方法提高使用寿命。

激光表面重熔的另外一个应用是表面抛光，材料以极快的速度冷却，使极薄表面层形成表面非晶态组织，但条件是材料成分合适。非晶态组织具有优异的抗蚀能力和耐磨性，是极有发展前景的一种工艺。

5 电子束加热表面热处理

20世纪初，人们发现电子可以聚焦成束和进行偏转，这使电子束技术开始在加工和材料领域获得应用，由打孔、焊接和熔化到60年代后发展成为金属表面处理的手段。

5.1 电子束加热装置原理

5.1.1 电子发射

在原子中，电子被束缚在原子核周围，但在一定条件下，电子可以逃离原子的束缚，成为自由粒子。形成自由粒子的方式主要有以几两种：①加热材料，形成热电子发射；②对材料进行辐照形成光电子发射；③施加强电场形成场致电子发射；④碰撞等作用形成二次电子发射。

用于表面改性的电子束设备主要是利用热电子发射或二次电子发射。

1）热发射电子　当对固体材料加热时，材料吸收能量，内部电子通过碰撞获得动能，当能量足够高时，电子就会离开基体材料，形成热电子。通常的加热温度是2 400～2 700℃，而发射电子的材料选用高熔点的金属、硼化物或氧化物。

2）从等离子体中提供电子　等离子体是能够导电的被电离了的气体，由正离子、电子和中性粒子组成。任何物质在相当高的温度下都可以通过热电离变成等离子体态，也可

以在稀薄气体中进行辉光放电获得。等离子体中的电子的性能与金属中的很相似。

在稀薄气体放电时，可以在阴阳极之间产生大量的等离子体，对放电区和电场进行适当设计就可以从等离子体中提取电子从而形成电子束。

5.1.2　电子的加速和控制

可以利用外加电场对热发射产生的电子或从等离子体中引出的电子进行加速，电子在电场中受的作用力可以表示为

$$F=-eE \tag{3.2-24}$$

式中，F 是作用在电子上的电场力，N，E 是电场强度，V/m。如果在两极中施加的加速电压为 U，电子的质量为 m，最终电子获得的速度（m/s）可以通过能量转换获得，可以表示为

$$v=\sqrt{2eU/m}\approx 6\times 10^5\sqrt{U} \tag{3.2-25}$$

对运动中的电子施加电场或磁场可以控制电子的运动轨迹，也可以进行聚焦。

5.1.3　电子束加热装置

为了避免电子在运动过程中过多的与气体分子的碰撞，电子束加热都是在真空中进行的。图 3.2-56 是电子束加热装置的简图，主要由四大部分组成，图中 1～3、14 为电子产生部分，4～9、15 是电子束加速和聚焦系统，10 为电子束控制系统，11～13 为工作室。

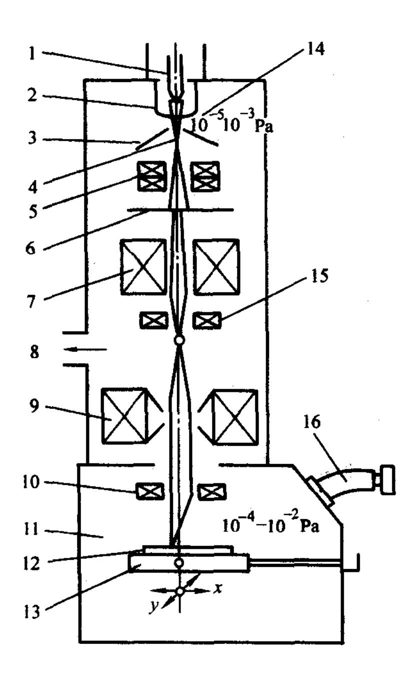


图 3.2-56　电子束加热装置简图

1—热阴极；2—控制电极；3—阳极；4—电子光学系统；5—调整系统；6—光栏；7—调节透镜；8—真空泵；9—聚焦透镜；10—偏转系统；11—工作室；12—工件；13—工作台；14—电子枪；15—校正装置；16—观察孔

5.1.4　电子束流类型和加热模式

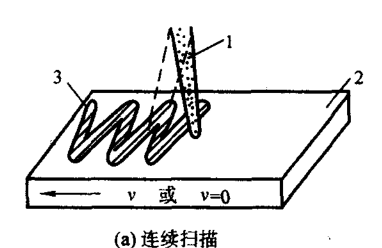
电子束可以连续地或以脉冲形式产生并传送到工件上进行加热。其束斑形状可以分为点束流、直线型束流、环型束流和面型束流等。其中，点束流是将电子束的束斑聚焦到非常细小的尺寸，最小可达 0.5 mm，束流可以是连续的，也可以是脉冲的；直线型束流的最小宽度，类似于点束流的直径，但长度可达几十毫米，甚至更长。通常直线型束流是连续型的；环型束流的直径和环的宽度与加工过程有关，通常是脉冲形式的；面型束流通常是几十毫米或更大尺寸的方形或圆形，为纳秒级的脉冲束流。

电子束在对表面进行加热时的工作方式通常称为模式，指束流如何在工件表面运动。一般有以下几种工作模式，如图 3.2-57 所示。

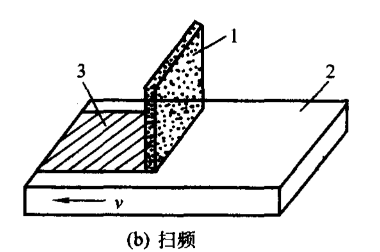
1）连续扫描　一束连续或脉冲的点束流在垂直于进给或旋转方向上以给定的频率对工件进行扫描，如图 3.2-57a 所示；

2）扫频　具有恒定长度的线型束流照射在垂直于束流运动的工件上，加热一个带状表面，如图 3.2-57b 所示；

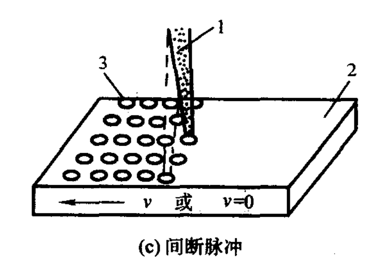
3）间断脉冲　点束流脉冲型电子束在工件上跳跃，形成间断的点状加热区，加热区之间的距离可以控制在几十分之一毫米的距离。



(a) 连续扫描



(b) 扫频



(c) 间断脉冲

图 3.2-57　电子束扫描模式

1—电子束；2—工件；3—束流轨迹

5.2　电子束和材料的交互作用

5.2.1　电子束与材料交互作用机理

电子束照射到材料表面时，将发生散射、吸收或透射，也可能从基体激发出二次电子或引起原子的振动和离化，也可能激发 X 射线或 γ 射线。在以上情况下，电子的动能转化为其他形式的能量，在表面加热时，希望主要以热能形式转化。高速电子在到达材料表面时将进入材料内部，然后很快减速。单个电子既可以与材料的晶格产生作用，也可以与晶格内的原子、粒子和电子作用，作用的结果是，这些微粒的电场被扰乱，引起原子和粒子的迁移以及振动加剧，体现在受电子束作用处材料温度的升高。

入射电子进入基体时，会遇到属于基材的电子。而相遇的电子可能是自由电子或是束缚在晶格上的电子。具有高能量的入射电子可能与基材内电子发生碰撞，碰撞产生的二次电子可能从基材里逸出，这种效应就是二次电子发射。由于碰撞，可能使原子核周围的电子受到激发离开原来的轨道，而跃迁到其他轨道，在电子从高能级的轨道向低能级的轨道跃迁的时候，会发射电磁波，除此之外还有 X 射线。图 3.2-58 是电子束与基体材料的交互作用简图。

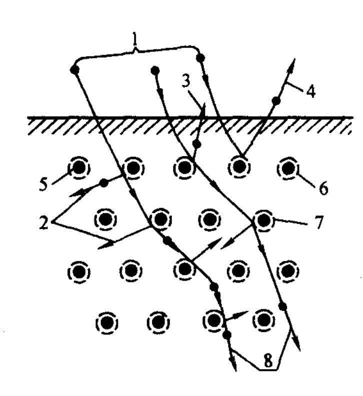


图 3.2-58 电子束与基体材料的交互作用示意图

1—人射电子束；2—二次电子（反冲注入）；3—二次电子的发射；4—反冲电子；5—原子核；6—电子壳层；7—热激发；8—电子扩散

电子与材料产生交互作用的区域与电子的能量有关，图3.2-59是电子与基材交互作用微区的模型图。由于在材料晶格内的非弹性和弹性散射碰撞，电子束的能量转化为对材料的加热。受加热的区域是材料的表层和紧挨表层的部分，区域的大小与电子在材料中的散射有关。由于碰撞，最初的高能电子的能量降低，在刚开始进人材料的阶段，能量损失较少，随电子能量的降低，散射越来越严重，当到达深度 z_d 时，散射达到最大值。在表面下 z_r 的区间内绝大部分能量被吸收。由于材料晶格上的电子与电子束中的电子的多次碰撞，电子束的电子平均能量减少并与材料中的电子平均能量值相等。在电子束的束斑聚焦为一点的情况下，电子束中的电子在直径为 z_r 的区域内失去超过材料中电子部分的能量。

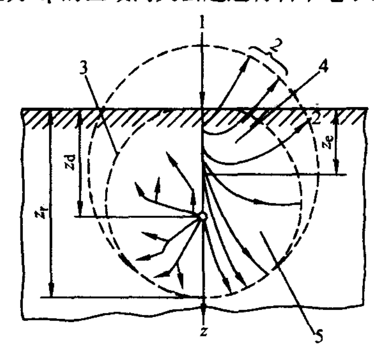


图 3.2-59 电子束与材料交互作用的区域模型

1—电子束；2—反冲电子；3—电子束由于碰撞而形成的小角度散射区；4—电子束由于碰撞而形成的大角度散射区；5—束流电子的散射扩散区；z_d—电子最大散射位置；z_r—电束束最大穿透深度；z_e—电子束能量损失最大对应的深度

假设电子束可由一定波长来表示，电子束就可以当作一定波长的电磁波处理。如此考虑，类似于感应加热或微波加热的情况，就有可能计算在材料中穿透深度。因为电子波的波长很小，所以电子束穿透材料的深度也很小。实际上，电子束的全部能量在材料的次表层都转化成热量，其厚度可由下面经验公式得出

$$z_r = k \times 10^{-12}\frac{U^2}{\rho} \qquad (3.2\text{-}26)$$

式中，z_r 是电子的穿透深度，cm；k 是经验系数（=2.1－2.35）；ρ 是受热材料的密度，kg/m³；U 是加速电压，V。

电子束穿透材料的深度随加速电压升高而增大，随材料密度增加而降低。如果 U=10 kV、20 kV、50 kV 和 100 kV，对于钢材，其相应的深度值为 z_r=0.3 μm、1.05 μm、6.1 μm 和 27 μm，对于铝材，其相应的深度值为 z_r=0.8、3.1、19.4、和80 μm。

常用的加速电压范围是 U=30～150 kV 时，铁合金的电子束穿透深度从几微米到 40 μm。电压越高，可能进入更深的位置，有时穿透加热的或熔化的金属而达到几毫米的深度。

在大多数情况下，电子束流横截面上电流密度的分布符合正态高斯分布曲线。在电子束中，功率密度分布正比于电流密度分布。

5.2.2 电子束加热的效率

如前所述，电子束作用材料表面时，会产生反射、吸收或轰击表面。因为在表面工程中利用电子束的目的是加热待处理材料，束流能够进入材料的深度比材料的厚度小几倍，因此电子束不能穿透被加热的材料。所以，施加在材料上的功率是电子束携带的功率与损耗的功率的差，由电子束所引起的非加热效应如下。

1）电子从电子枪发射到受热材料的途中由于电子与气体粒子、蒸汽云和荷电粒子的碰撞而损耗，这部分功率的大小由真空室的压力和电子运动的路程有关，在1%～10%间变化；

2）并不是所有落到材料表面的电子的能量都被待处理材料吸收。一部分电子由于弹性碰撞而反射，损耗的电子功率约为10%～30%（通常为25%），但也可能达到束流总功率的40%；

3）电子束与材料表面作用，产生二次电子发射和热电子发射，由于材料被加热至高温，这两部分功率损耗可忽略；

4）电子与材料表面作用，产生X射线辐射，损耗的功率为0.1%～3%。但大多数情况下，不会超过总能量的1%。

电子束的热效率，也就是在受热材料中释放热量的效率，约为0.4～0.9，但大多数情况下，其值为0.7～0.8。

5.2.3 加热和冷却

因为电子束是高能热源（通常为几十千瓦），在很小的表面上高度集中使加热速率高达 10^3～10^5 K/s，不仅可以实现瞬间加热，而且还可使表面层熔化以及瞬间冷却。受热表面区域的直径通常是几毫米，但电子束斑的最小直径可小到0.5 mm。不需要使用其他冷却剂，工件本身良好的导热性很快可以将热量传导到很深的区域。

5.3 电子束表面处理的特点

电子束表面处理与激光热处理有许多相似的地方，所以它也具有激光热处理的许多特点，比如，加热速度快，得到处理层硬度高，节省能源，无污染，变形小，可以用于复杂形状的工件和最终加工，材料的基体性能不受影响等，所以应用也很广泛。与激光热处理相比，电子束处理有如下特点：

1）输出功率大。在目前的技术水平下，电子枪的输出功率要比激光器的输出功率大，加速电压高达125 kV，工业应用设备通常是30～60 kW，甚至高达150 kW。可达到的能量密度通常为几千 kW/m²，最大可达几千 MW/m²，这是激光发生器所不可比拟的，所以可以加热的深度及尺寸要比激光加热的大。

2）需要在真空中处理在真空中处理可以省去气体保护装置，这样不仅省去气体的消耗，而且装置简单，可以提高装置的可靠性。真空中处理对工件表面的粗糙度几乎没有什么影响。然而，要求在真空中处理也会带来一些缺点，如真空室尺寸的限制、真空系统的成本以及机械手的使用都会增加电子束处理的成本和限制它的应用。

3）电子束使用偏转线圈可以使电子束在一定范围内偏转和摆动，同激光传递过程相比，可以减少在传递过程中由于透射、反射带来的能量损失，但也限制了传递路径的选择。

总之，它与激光热处理各自有独特的优点，也有其不足，具有一定的互补性，所以都得到了很快的发展。

5.4　电子束表面处理工艺

通过对电子束的加速电压、功率密度和作用时间这三个主要参数进行调整，可以进行不同方式的表面处理。

5.4.1　退火和回火

采用最低的能量参数和长时间处理，可以对材料表面进行退火和回火。该工艺的过程包括：①加热到指定温度；②在该温度下保温；③以一定速率冷却。退火用于薄带状金属产品的结构均匀化、去除残余应力和除气，电子束以不同方式照射在材料表面，金属带以一定速度移动。由于工作在真空中，可以防止表面氧化。如果在合适的气氛下工作，还可以进行电子束渗碳，以提高表面性能。

电子束回火通常用于电子束硬化的材料表面，也可以用于电子束焊接后焊缝的回火。

5.4.2　电子束表面淬火

相变硬化是最早采用的电子束表面处理的方法，采用的工艺参数为 1 ms～1 s 的加热时间、升温速度 1 000～3 000 K/s，功率密度采用几 kW/cm^2。当材料被加热到奥氏体点以上、熔点以下时，采用自身淬火冷却，达到表面硬化层。由于自身冷却的冷速可以超过 10^5 K/s，获得的表面硬化层的硬度比感应加热、火焰加热等高出几个 HRC 单位，组织也更为细化。电子束表面淬火的加热和冷却过程示意图如图 3.2-60 所示。在该图中采用两个方向的电子束扫描，并且对电子束的束斑和功率密度也进行了改变，在加热的初始阶段，采用大功率密度，小束斑直径，以获得高功率密度的加热；在加热后期，采用小功率密度，大束斑直径，减少功率，获得一定深度范围内较高的温度的加热层，提高淬硬层深度。

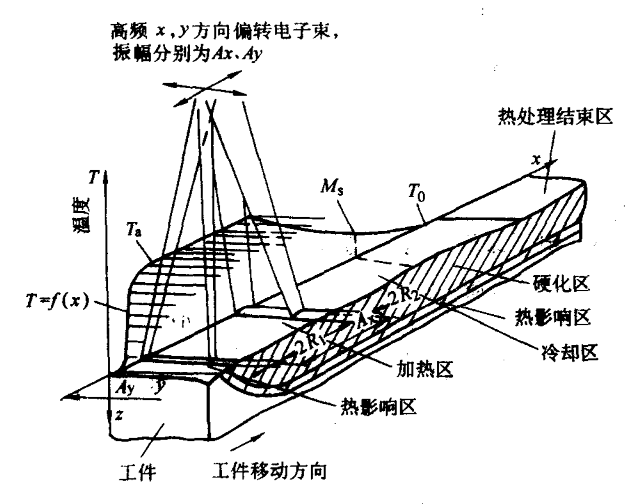


图 3.2-60　电子束表面淬火的加热和冷却示意图

T_a—奥氏体化温度；T_0—初始温度；M_s—马氏体转变温度

图 3.2-61 为几种钢材经电子束加热表面淬火和常规淬火得到的硬度的对比，可见硬度值提高 3～4 个 HRC。

电子束淬火的表面的组织结构为表层的硬化层和硬化层与心部之间的回火区域。硬化层为加热温度高于 Ac_3 的区域，快速冷却后转变成马氏体组织，其组织形态为低碳的板条马氏体或细针状马氏体加均匀分布的碳化物。

在回火区域的结构取决于电子束硬化前的热处理，由于温度低于相变点，可能使基体组织产生回复或再结晶，也可能含有铁素体晶粒；在电子束重叠的区域也可以产生回火现象，这对提高硬化层的质量有利。

电子束表面淬火的硬化层深度一般在几微米至几毫米，由于表面硬度的提高，电子束表面淬火后的钢材的摩擦性能可以得到大幅度的提高，也可以使疲劳性能获得改善。

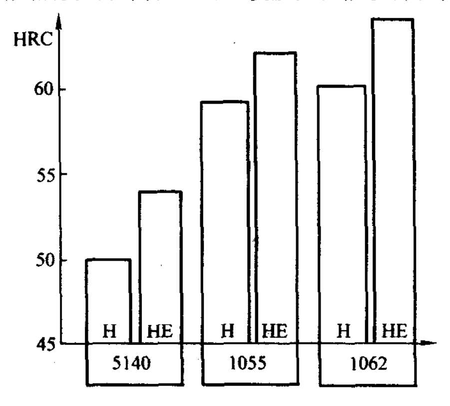


图 3.2-61　电子束表面淬火（HE）和常规淬火（H）的硬度对比

电子束表面淬火适用于低碳钢、合金结构钢、轴承钢和工具钢，另外白口铁和灰铸铁也可以采用该技术处理。

将电子束表面淬火技术与离子渗氮技术结合起来可以进一步提高表面硬度和耐磨性。图 3.2-62 为渗氮后进行电子束淬火前后的表面层的显微硬度分布和耐磨性曲线，由此图可以看出，硬化层中显微硬度得到大幅度提高，高硬度区域明显加深，耐磨性提高一倍。

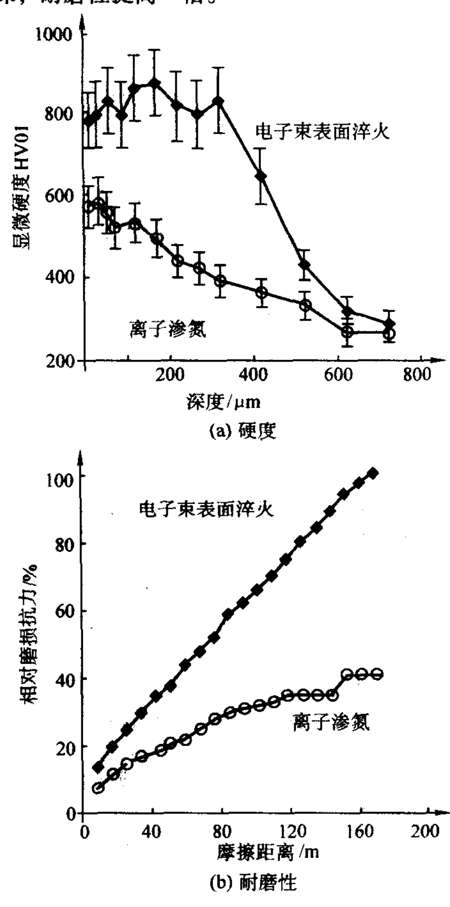


图 3.2-62　离子渗氮后经电子束表面淬火前后的硬度和耐磨性对比

5.4.3　电子束表面重熔

当以 10^4 K/s 的速度对表面进行加热时，可以使表面产生熔化，随后快速冷却而得到表面重熔层。经过表面重熔的材料表层由熔化区、次表面区和过渡区组成。

钢材从熔化区冷却下来的组织具有很高的硬度，由于碳化物的分解，碳和其他合金元素溶解到溶液中，淬火后得到

均匀的马氏体结构，碳化物细化弥散分布，合金元素也分布的更加均匀。

次表面区是被加热到 Ac_3 以上的固相由奥氏体转变成马氏体而得到的硬化层。这层中的组织与相变硬化层中的相同。

热影响区是与心部毗邻的区域与其他方式加热的相同。

相对于原始的粗糙度，重熔导致粗糙度变差，特别是强烈熔化后，出现表面凹坑。但从另外一个角度来说，其性能比相变硬化的更好，特别是摩擦磨损性能。产生这一现象的原因是显微硬度的提高和形成了很好的残余应力分布。这种结构的耐腐蚀性能也很好。利用这一方法可以提高工具钢的硬度和摩擦性能，对汽车轴的表面重熔处理大幅度提高了表面硬度与疲劳性能。铝合金通过这种处理后硬度可以得到大幅度提高。另外对铸铁、粗晶粒度的钨合金也非常有效。

重熔时可以实现真空除气、去除污染物和非金属夹杂，因此提高致密度、冲击强度、热导率或接触疲劳强度，也可以消除加工缺陷、微裂纹、划痕等，这也是提高表面性能的原因。

编写：马欣新（哈尔滨工业大学）
徐淑艳（哈尔滨工业大学）
江少群（哈尔滨工业大学）

第3章　化学热处理

1　原子扩散

化学热处理是将金属制件置于含特定元素的不同物态介质中、加热到一定温度，在此温度下保持，以使其表面富含一种或多种元素，或形成具有某些特殊性能（高硬度、减摩、抗咬合，耐疲劳、抗腐蚀）的改性层。

不论用哪种物态的介质，在制件与介质间的化学物理过程都是气相反应。首先，含渗入元素的气体分子被金属表面吸附，并在高温和金属催化作用下发生分解，在表面形成化合物或高浓度固溶体。由于热的激活，元素浓度梯度的推动，渗入原子随时间逐步向内层扩散，形成所谓的化学热处理渗层。此即为气体反应、界面反应和扩散的化学热处理过程的三部曲。其中对元素渗入周期影响最大的因素是扩散。

1.1　基本规律

在金属和合金中进行的过程，如再结晶、结晶、相变和组织结构变化、表面渗入其他元素都具有元素的原子扩散性质。

扩散可以理解为原子在晶体中移动超过该物质平均原子间距的距离。在一定体积内；如果原子移动不会引起浓度（化学成分）的变化，此过程被称为自扩散。

在合金或含有较多夹杂物的金属中的扩散伴随有浓度的变化被称做扩散或异扩散。

晶体中的扩散过程是原子机制、每个原子或多或少都完成一种偶然的“游移”，即在晶体点阵的平衡状态间形成一连串的跳动。任何一种原子扩散理论都始于对扩散机制的探讨，首先要回答的是该原子是如何从一个位置移向另一个位置的。

为了描述固态晶体（金属）的扩散过程提出了若干个可能的扩散机制：循环的、整体的、空位的和间隙的。

扩散速度是以单位时间通过单位界面扩散出的物质量来衡量的。单位时间内扩散出的物质量 m 取决于界面方向的元素浓度梯度 dc/dx、正比于元素的扩散系数 D，即

$$m=-D\frac{dc}{dx}$$

式中，dc 为元素的浓度变化；dx 为已定方向上的距离。

此关系被称为费克（Fick）第一定律。式中的负号表示扩散方向是从浓度高的部分向浓度低的部分进行。如果浓度梯度依时间变化，则扩散过程可用费克第二定律来表征

$$\frac{dc}{dt}=D\ (d^2c/dx^2)。$$

推导此定律时，曾假定扩散系数与浓度无关，此假定只适合自扩散，故此方程只能在一定的扩散边界条件下求解。

以高斯误差函数将此方程积分就得到一种抛物线规律，即 $x=a\sqrt{\tau}$，a 是常数。由此可以对扩散系数给出直观的物理意义：如果把 x 视作原子平均扩散位移，就能把扩散系数近似地表示为 $x^2=2D\tau$、$D=\frac{x^2}{2\tau}$。抛物线关系经常可以印证过程按扩散机制进行。扩散系数 D 的单位是 cm^2/s，也就是元素浓度降量等于1时，在单位时间（1 s）通过单位面积（1 cm^2）扩散的物质量和合金的本质、晶粒度、特别是温度有密切关系。扩散系数和温度的关系遵从指数规律

$$D=D_0\exp\ [-Q/RT]$$

式中，D_0 为指数前置因子，其数值取决于晶体点阵类型；R 为玻耳茨曼常数，$R=8.31$ J/（K·mol）；T 为热力学温度，K；Q 为激活能，J/mol。

为使原子完成一个最小的扩散步骤，它必须克服一定的能垒。原子的平均热能显著小于其从一个平衡位置移到另一位置，为克服能垒所需的激活能 Q。这种转移所需的富余能量取自相邻原子动能的不断交换。由于激活能 Q 在方程的幂指数中，故对扩散系数有很大影响。

沿表面和晶界的扩散最易进行，因为这些地方集中有大量晶体缺陷（空位、位错）。在晶粒（晶块）边界的扩散激活能比晶内几乎小一倍。

1.2　碳在钢中的扩散

碳在铁素体和奥氏体中的扩散系数与温度有如下关系

$$D_{c\to\alpha}=29\times10^{-3}e^{-\frac{18\,100}{RT}}$$

$$D_{c\to\gamma}=0.064e^{-\frac{31\,350}{RT}}。$$

从图3.3-1亦可看出，碳在 α-铁中的扩散系数比在 γ-铁中的扩散系数大好几个数量级，因为具有面心立方点阵的 γ-铁晶格原子非常紧密。

碳在奥氏体中的扩散系数还与钢中碳含量有如下关系

$$D_c=\ (0.07+0.06\times C\%)\ e^{-\frac{32\,000}{RT}}$$

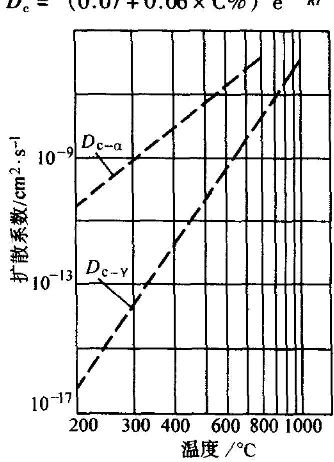


图3.3-1　碳在铁素体和奥氏体中的扩散系数与温度的关系

由此可知，碳在奥氏体中的扩散系数随钢碳含量的增加而增大。这是因为碳含量的增加使奥氏体晶格畸变增大和降低碳的热力学活性有关。

碳在铁素体中的易扩散性使钢在退火时的碳化物聚集和球化、淬火钢回火时的碳化物析出以及石墨化过程容易进行。但因碳在铁素体中的溶解度太小（在共析转变温度只有0.02%）、渗碳不能在铁素体状态下进行，而是在920～950℃的高温奥氏体状态下进行。

钢中合金元素对碳在奥氏体中的扩散有明显影响（见图3.2-2）。一般来说，碳化物形成元素降低碳的扩散速度，非碳化物形成元素则促进碳的扩散。在后一类元素中，以 Si 的影响最大（在950℃以下），Ni 次之，Cu 更次。在碳化物形成元素中影响最大的是 Cr。碳化物形成元素提高渗碳钢表面碳浓度、非碳化物形成元素则降低表面碳含量。镍提高碳在奥氏体中的扩散系数，但减少渗层深度。其原因是 Ni 降低碳在奥氏体中的溶解度，从而也降低渗碳层的表面碳含量。Si 和 Cu 亦有类似作用。Cr、W、Mo、V、Ti 降低碳在奥

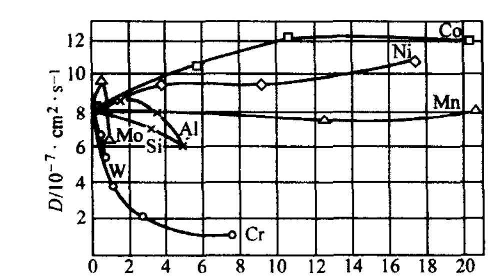
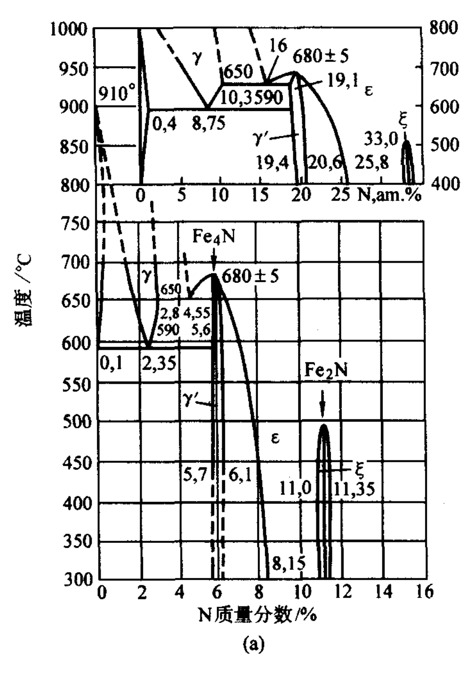


图 3.3-2 合金元素对碳在钢奥氏体中扩散系数的影响

氏体中的扩散系数，但由于可提高钢表面碳浓度，也可使渗层深度有所增加。

1.3 氮在钢中的扩散

氮在 α-Fe 中的溶解度极小（见图 3.3-3），但在相同温度下，在 α-Fe 中的扩散系数比在 γ-Fe 中的大得多（图 3.3-4）。此可解释为 α-相晶格的紧密度较低。氮在 α-相和 γ-相中的扩散系数与温度的关系可表达为：$D_N^{\alpha} = 4.67 \times 10^{-4} \exp\left[\frac{-17\,950}{RT}\right]$，$D_N^{\gamma} = 3.35 \times 10^{-3} \exp\left[\frac{-34\,600}{RT}\right]$。自表 3.3-1 可



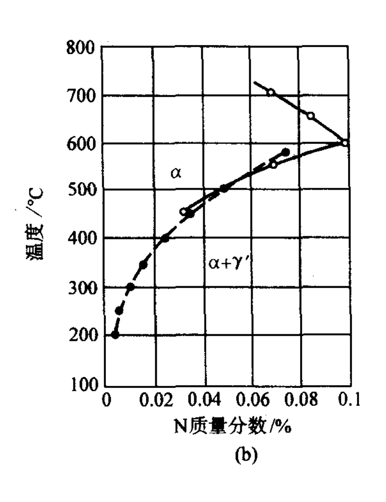


图 3.3-3 Fe－N 相图（a）和氮在 α－Fe 中的溶解度（b）

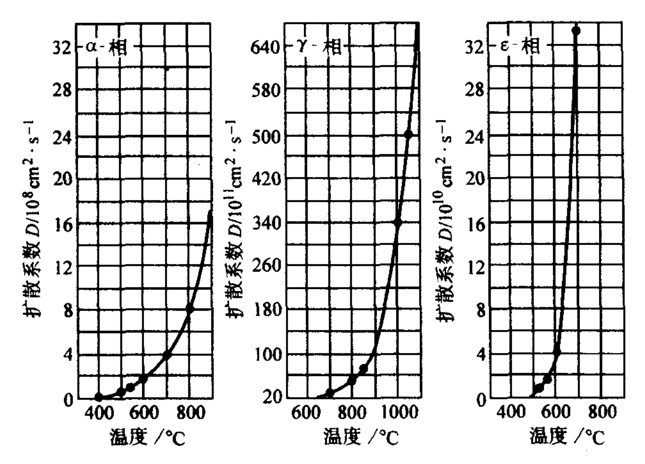


图 3.3-4 氮在 Fe－N 状态固溶相中的扩散系数

看出，氮在 γ-相中的扩散系数比在 α-相中的小 50 倍，在 γ-相中的扩散激活能比在 α-相中的大一倍；碳在 α-相中的扩散系数比在 γ-相中的小 40 倍。

氮在 ε-相中的扩散系数与温度的关系可表达为 $D_N^{\varepsilon} = 0.277\exp\left[\frac{-35\,250}{RT}\right]$。氮在钢各相中的扩散系数还取决于其

表 3.3-1 氮和碳在 α-相和 γ-相中的扩散系数值

温度/℃	扩散系数/cm²·s⁻¹	
	氮	碳
	在 α 相中	
500	3.6×10^{-8}	4.1×10^{-8}
700	4.4×10^{-7}	6.1×10^{-7}
900	2.3×10^{-6}	3.6×10^{-6}
950（外延）	2.1×10^{-6}	5.1×10^{-6}
	在 γ－相中	
950	6.5×10^{-8}	1.3×10^{-7}

化学成分。铁中有微量的碳，即显著降低氮在 α-Fe 中的扩散系数 $D_N^{\alpha-Fe}$。钢中碳含量由 0.01% 增加至 0.06% 使氮在 500℃的扩散系数由 2.24×10^{-8} cm²/s 降到 1.16×10^{-8} cm²/s（见图 3.3-5）。随着钢中碳含量的增加，氮在 α－相和 ε－相中的扩散系数都呈降低趋势。大多数合金元素都降低氮在钢中的扩散系数，影响最强的元素有 W、Ni、Mo，影响较弱的有 Si、Mn、Cr。

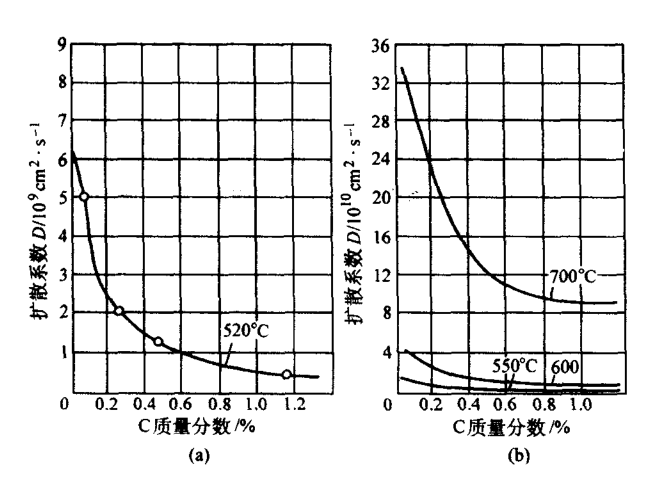


图 3.3-5 钢中碳含量对氮在 α 相(α)和 ε-相(δ)中扩散系数的影响

2 钢的低温化学热处理

低温化学热处理是指钢在铁素体状态（<600℃）下施行的渗氮、氮碳共渗、硫氮共渗、硫氮碳共渗、氧氮共渗、氧氮碳共渗等工艺。该类工艺具有温度低、节能、工件畸变小、耐腐蚀和抗咬合性好、硬度高、耐磨、减摩性能好等优点，是化学热处理中应用面仅次于渗碳和碳氮共渗的工艺方法。

2.1 气体渗氮

气体渗氮亦称氮化，是钢铁热处理工艺中广泛应用的表面硬化技术之一。其最大优点是处理温度低、畸变小、适用钢种多、强化效果显著、耐磨、耐腐蚀、抗疲劳，从而获得广泛应用。气体渗氮技术发明于20世纪20年代，30年代以后逐步获得广泛应用。二次大战后世界工业高速发展，使渗氮工艺从用钢、工艺方法、技术参数、氮浓度和组织控制，催渗剂等都有很大进展。直到20世纪80年代应用微机实现了氮势的自动控制。并使气体渗氮处理更广泛地应用于机床、内燃机、航天航空、核工业等重要工业领域。20世纪60年代以来辉光离子渗氮法虽然获得广泛的工业应用，但在许多情况下气体渗氮仍不失为一种有效的强化手段。

在我国钢的气体渗氮应用虽然起步较晚，但目前很多工厂都拥有气体渗氮处理装备，多数电炉制造厂都能生产气体渗氮炉，部分设备还采用微机控制工艺参数和氮势。这对改善渗氮层质量和综合性能，有重要意义。

2.1.1 适宜渗氮的钢种

适宜于渗氮的钢种很多，多种结构钢、工具钢、不锈钢和耐热钢都可以施行渗氮（见表 3.3-2）。最常用来渗氮的钢

表 3.3-2 常用的渗氮钢种

标准号及标准名称	牌 号
GB/T 700 碳素结构钢	Q235
GB/T 699 优质碳素结构钢	08、08Al、10、15、20、20Mn、35、40、45、50
GB/T 3077 合金结构钢	18Cr2Ni4WA、20Cr、20CrMnMo、20CrMnTi、20Cr2Ni4、25Cr2MoVA、25Cr2Ni4WA、30CrMnSiA、35CrMo、38CrMoAlA、40Cr、40CrMnMo、40CrNiMoA、42CrMo、50CrVA
GB/T 1299 合金工具钢	Cr12、Cr12MoV、3Cr2W8V、5CrMnMo、5CrNiMo、4Cr5MoVSi、4Cr5W2VSi
GB/T 9943 高速工具钢棒	W18Cr4V、W6Mo5Cr4V2
GB/T 1200 不锈钢棒	1Cr13、2Cr13、3Cr13、1Cr18Ni9Ti、9Cr18
GB/T 1221 耐热钢棒	1Cr11MoV、4Cr9Si2、4Cr10Si2Mo、4Cr14Ni14W2Mo

种有中碳铬钢、铬钼钢、铬钼钒钢、铬钼铝钢等结构钢种以及铁基粉末冶金件。其中使用最多的是38CrMoAlA，渗氮速度快、渗后硬度高、耐磨性好、心部强度高是其优点。但是这种钢冶炼时难以除掉夹杂物，对过热敏感，易出现轧制裂纹，调质淬火温度偏高，容易氧化脱碳，由于含铝多，渗层中存在 AlN，脆性大、钢材淬透性差等是其缺点。因此，国内外在近代开发出了一系列的无铝渗氮钢，以含 Cr、Mo 元素为主，再添加 W、Ni、V、Ti 等元素。这些钢渗氮后脆性小，含 Ni 钢心部韧性好，作结构件材料渗氮后可获得满意的硬度、耐磨性，在强韧性方面可得到理想的配合，所以使用逐渐广泛。在机床行业用 40Cr 钢制造的主轴、丝杠采取气体渗氮和离子渗氮工艺的很多，虽然表面硬度不是很高，但疲劳强度有很大改善。在中碳铬钢基础上添加 V、Ti 等和 N 有较大亲和力的元素可以提高渗氮速度，形成所谓的"快速渗氮钢"也是渗氮钢重要发展方向之一。

2.1.2 渗氮设备

渗氮设备（主要用渗氮炉）是完成渗氮处理最重要的条件。标准（GB/T 18177）对渗氮炉提出一般应保证的要求。其中实际温度偏差规定不超过±10℃。这对目前常用的不带风扇及导风套的炉子，很难达到，工厂必须对老式渗氮炉加以改造。

目前很多工厂的渗氮炉漏气严重。一方面污染环境，影响工人健康，另一方面又消耗大量氨气。

(1) 测温与控温

测温热电偶必须放置在渗氮炉罐的有效加热区内，测得的温度才是真正的渗氮实际温度。控温热电偶一般认为放在炉罐内为好，但实际却不然。炉罐内的热量系由电热丝提供，经炉罐外壁透入。罐内温度场热惰性大，炉罐到温后，罐外温度高出罐内较多。切断电源后，罐内由于热惰性会继续升温。反之，切断电源后罐外先降温，等到罐内降到工艺温度以下继电器再闭合通电时，罐外实际温度已远远低于工艺温度，炉罐内温度会继续下降。所以用罐内热电偶来控温就会产生罐内实际温度上下波动很大，严重降低控温精度。理想的方法是以罐内热电偶作测温指示，用罐外热电偶控制各加热区温度。

(2) 表面氮浓度控制

最好能采用微机来控制氮势。也可用手动调节进氨阀、排气阀、流量、压力等来控制氨分解率，以获得满意的工艺效果。目前渗氮只用氨气一种气源，不单独另加氮、氢等气体。因此氨气的流量、分解率等直接影响渗氮能力。提高炉内压力或加大氨气流量，都可降低氨分解率，使渗氮件表面获得较高的氮含量，较厚的化合物层及较高的硬度。而关小排气阀、减少氨流量，分解率就增大，表层的氮化物层就薄。至于渗氮层深度与渗氮速度主要取决于渗氮工艺温度与保温时间。

2.1.3 预备热处理

1）预备热处理对渗氮层性能，渗氮件综合力学性能有显著影响。经预先调质，再渗氮处理可获得高的表面硬度和高的疲劳强度，具有良好的综合力学性能。对调质组织的具体要求应执行 GB/T 11354—1989 的规定。正火比调质工艺简单，如设计师认为可以正火代替调质的，就可显著降低生产成本。

2）渗氮后的工件不允许校直，以避免渗层崩裂。工件预备热处理（调质或正火）后的畸变可以校直，但随后必须立即施行去应力退火，以使渗氮后的畸变减至最低程度。

2.1.4 渗氮前的准备

(1) 防渗

对工件不需渗氮部位应采取下列之一的防渗措施：

1）预留2倍层深以上的加工余量；

2）镀 0.003 ~ 0.015 mm 的锡；

3）镀 0.02 以上的无孔隙铜；

4）镀 0.02 ~ 0.04 mm 的镍。

（2）表面清理

用碱液或溶剂清洗方法除去工件表面油脂、污物。不锈钢件用喷砂或化学法除去表面钝化膜。

（3）渗氮试样

每炉渗氮件都应配置一枚或数枚（不同装炉部位）与工件同样材料，同样原始状态，尺寸为（ϕ20 ~ 30）mm ×（6 ~ 10）mm 的试样。

2.1.5 渗氮工艺

1）一段渗氮　也称等温渗氮，即在恒定温度下长时间的渗氮。一般渗氮温度是 500 ~ 510℃，保温时间一般 60 ~ 72 h，有时可放宽到 48 ~ 100 h，（见图 3.3-8）主要视深度要求而定。经 510℃ × 72 h 处理后，渗氮层深度可达0.45 mm ~ 0.50 mm，表面硬度可达 900HV98 N 以上，经常可在 950HV98 N 以上。100 h 的深度可达 0.06 mm。等温渗氮渗层脆性较大。

2）多段渗氮　在二个或以上温度阶段保持渗氮（见图 3.3-6 和图 3.3-7）。两段渗氮适用于渗层较深、硬度略低、畸变要求小、化合物层浅的工件。三段渗氮适用于硬度要求高、畸变小、效率高的渗氮。

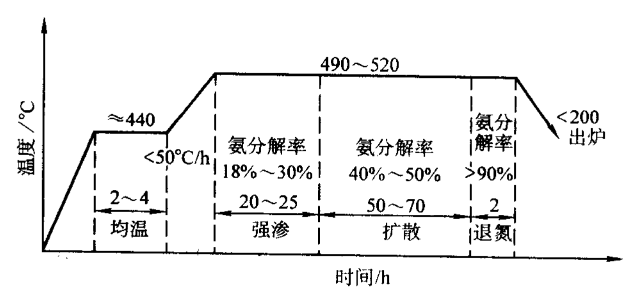


图 3.3-6　一段渗氮工艺曲线

钢材为 38CrMoAlA，其他结构钢可参考使用

（渗氮后的表面硬度≥900 HV，渗氮深度为 0.35 ~ 0.60 mm）

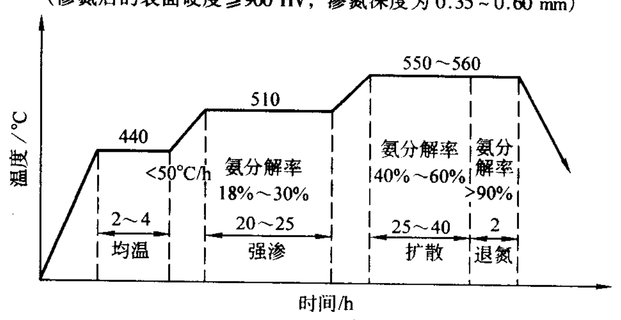


图 3.3-7　二段渗氮工艺曲线

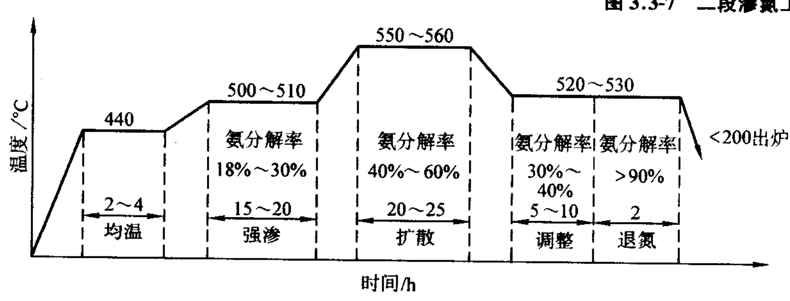


图 3.3-8　三段渗氮工艺

钢材为 38CrMoAlA，其他结构钢可参考使用

（渗氮后的表面硬度≥900HV，渗层深度为 0.35 ~ 0.60 mm）

3）抗蚀渗氮　在 600 ~ 700℃短时等温渗氮（见图 3.3-9），以获得一定厚度的致密 ε 相层。

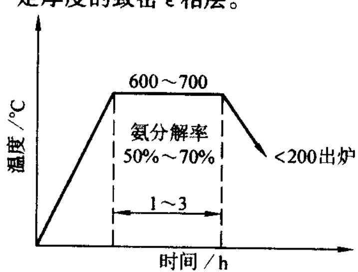


图 3.3-9　抗蚀渗氮工艺曲线

2.1.6 渗氮操作

1）装炉　装炉前先清理干净渗氮件，表面的污垢、锈斑、氧化皮、特别应注意去除油垢、油脂。要彻底去除干净工件的螺孔、不通孔、沉割槽等处的防锈油脂。用汽油清洗时还要等其蒸发干燥后才可装炉，否则油脂在加热炉内形成包围工件的油气，和工件表面的油膜。就会阻碍渗氮的顺利进行，产生局部硬度低与渗氮层深度不均匀。局部硬度偏低，在磨削时就会使局部直径磨细。高精度磨床直径磨细 0.003 mm就要报废。不只是工件，工夹具也不许带油脂。

要注意均匀装炉，工件吊挂合理，间隔不小于 5 mm。工件不能紧贴罐壁，否则工件温度会偏高。板块形工件在井式炉中应纵向吊挂，使炉罐内气氛能上下流通，也便于使温度均匀装炉量不宜过大，每次装炉量要保持基本近似，以保证工件的实际表面积无大变化，这样，就可保持稳定的产品质量。

2）退氮　只是在气体渗氮时才有的工艺过程，其目的是降低表面氮浓度，以减少渗层脆性。具体办法是在高氨分解率（> 85%，减少氨通入量）下保持数小时。长时使用的渗氮炉罐和吊挂工夹具亦需退氮，可在 600 ~ 650℃的空气中加热保持 4 ~ 6 h。

2.1.7 渗氮后的质量检验

1）裂纹与剥落　渗氮过程中一般不会形成裂纹，更很少有剥落。如果工件原来就有裂纹、渗氮后就会明显暴露出来。

2）疏松　渗氮件表面产生疏松后，返修时难以改善，只有靠磨削加工来消除。如去不掉的就只好报废。过去标准中的疏松典型图片全是针对低碳钢退火组织试件，调质或正火的中碳钢是很少发生疏松的。表面化合物层的疏松情况可按 GB/T 11354—1989《钢铁零件渗氮层深度测定和金相组织检验》来执行。

3）硬度　渗氮件硬度检验是一项最重要的检验项目，即要准确又要符合标准。渗氮层表面硬度检验按 GB/T 4340.1—1999《金属维氏硬度试验　第 1 部分：试验方法》的规定执行。遇有国际仲裁项目时，可按日本 JIS Z 2244 标

准，采取 HV 98 N 的载荷。美国 MIL－N－22061 标准规定用表面洛氏硬度法 15 kg（HR15N）来测定，表面洛氏硬度计测定快，方法简便。

4）渗氮层深度　渗氮层深度一般均用金相法测定，出现问题需要仲裁时，应用硬度法判定，按 GB/T 11354—1989 规定用 HV 2.94 N 测定到比基体高 50HV2.94 N 的地方。

5）畸变　渗氮处理虽然温度不高，但畸变还是会产生。美国西屋公司的渗氮零件绝对禁止冷热校直。美国军用渗氮标准也规定不许校直。

6）试样数量　试样必须与渗氮件的材料相同，预先热处理的工艺相同、表面无缺陷、表面加工粗糙度相同。

2.1.8　气体渗氮工艺数据

（1）钢渗氮前的热处理和力学性能

结构钢渗氮前的调质工艺和调质后的硬度列于表 3.3-3。表 3.3-4 所列为常用不锈钢、耐热钢渗氮前的热处理工艺和热处理后的硬度。

表 3.3-3　结构钢渗氮前的调质规范

钢　号	淬　火		回　火		硬　度		备　注
	温度/℃	冷却介质	温度/℃	冷却介质	HBS	HRC	
38CrMoAlA	940 ± 10	油、水	640 ± 30	空		27～34	大件淬水
38CrAl	930 ± 10	油、水	630 ± 10	水、油		28～33	大件淬水
38Cr	850～870	油、水	510～550	油、水		31～38	大件淬水
40Cr	840～860	油、水	570 ± 20	水		28～33	大件淬水
50CrVA	850～870	油	460 ± 20	水		43～49	
30CrMo	840～860	油	560 ± 10	空、油	≥241		
42CrMo	830～850	油	600 ± 20	空、油		28～35	
25Cr2MoVA	920～940	油	620 ± 10	空、油		28～33	
35CrMoV	840～860	油	600 ± 20	空、油	282		
40Cr2MoV	840～870	油	640 ± 20	空、油		30～35	
18Cr2Ni4WA	860～880	油	560 ± 20	空		30～35	
20CrMnTi	870～890	水、油	520～570			28～34	大件淬水
25CrNi4WA	860～880	油	540～580		302～321		
30CrMnSiA	890～910	油	500～540	水		37～41	
35CrNiMo	850～870	油	520～560	空	285～321		
40CrNiMoA	840～860	油	540～580	空		31～38	
45CrNiMoA	850～870	油	680 ± 20	空	269～277		
40CrNiMoVA	850～870	油	660～700	空	269		
30Cr3W	870～890	油	550～570			33～38	
40CrNi	840～860	油	540～560	水、油		28～32	

注：调质处理中的回火温度应高于渗氮温度至少 20～30℃。

表 3.3-4　常用不锈钢、耐热钢渗氮前的热处理规范

钢　号	淬火或退火		回　火		硬度[①]（HBd 10/3000）
	温度/℃	冷却	温度/℃	冷却	
1Cr18Ni9Ti	1 050～1 100	水、油、空	—	—	—
1Cr13	1 000～1 050	油	680～780	油	3.9～4.5
4Cr10Si2Mo	980～1 040	油	740	空	3.3～3.6
2Cr13	1 000～1 050	油	600～700	油、水	3.3～3.9
4Cr14Ni14W2Mo	1 040～1 060	水	780～820	空	3.7～4.3
	1 040～1 060	水	790～810	空	—
	810～830（退火）	空	—	—	3.7～4.5
15CrMo	880～920	空	630～670	空	—
4Cr9Si2	980～1 040	油	820	空	—
15Cr11MoV	1 030～1 050	油、空	670～740	空	3.8～4.2

①　渗氮前的硬度可不作具体规定，视零件强度而定。

(2) 气体渗氮工艺

合金结构钢气体渗氮工艺列于表 3.3-5。几种不锈钢的渗氮工艺列于表 3.3-6。表 3.3-7 所列为常用钢的抗蚀渗氮工艺。

表 3.3-5　合金结构钢气体渗氮工艺

钢　号	序　号	渗氮工艺规范				渗氮层深度/mm	表面硬度	处理零件
		阶段	温度/℃	时间/h	氮分解率/%			
38CrMoAl	1		510 ± 5	17 ~ 20	15 ~ 35	0.2 ~ 0.3	> 1 000 HV	
	2		530 ± 10	60	20 ~ 50	≥0.45	65 ~ 70 HRC	套筒
	3		540 ± 10	10 ~ 14	30 ~ 50	0.15 ~ 0.30	≥88 HR15N	大齿圈
	4	Ⅰ	495 ± 5	63	18 ~ 40	0.58 ~ 0.65	974 ~ 1 026 HV	螺杆
		Ⅱ	525 ± 5	5	100			
	5	Ⅰ	510 ± 10	25	18 ~ 25	0.5 ~ 0.7	> 900 HV	镗杆齿轮
		Ⅱ	550 ± 10	35	50 ~ 60			
			550 ± 10	2	> 80			
	6	Ⅰ	520 ± 5	10	20 ~ 25	0.4 ~ 0.6	> 1 000 HV	
		Ⅱ	570 ± 5	18	40 ~ 60			
		Ⅲ	530 ± 5	18	30 ~ 40			
			530 ± 5	2	> 80			
	7	Ⅰ	525 ± 5	25	25 ~ 35	0.5 ~ 0.7	≥80 HRN30	气缸套
		Ⅱ	540 ± 5	30 ~ 35	35 ~ 50			
18Cr2Ni4WA	8		490 - 10	30	25 ~ 35	0.2 ~ 0.3	> 600 HV	齿轮
	9	Ⅰ	490 ± 5	35	18 ~ 45	0.43 ~ 0.47	690 ~ 724 HV	曲轴
		Ⅱ	510 ± 5	10	100			
50CrVA	10		430 - 10	25 ~ 30	5 ~ 15	0.15 ~ 0.30		弹簧
	11		480 ± 10	7 ~ 9	15 ~ 35	0.15 ~ 0.25		弹簧
35Cr3WA	12	Ⅰ	500 ± 5	40	15 ~ 25	0.4 ~ 0.6	60 ~ 70 HRC	曲轴
		Ⅱ	515 ± 5	40	25 ~ 40			
45CrNiMoVA	13	Ⅰ	520	10	25 ~ 35	0.2 ~ 0.6	≥73 HRA	
		Ⅱ	550	10	45 ~ 65			
		Ⅲ	520	12	50 ~ 70			
35CrMo	14		520 ± 10	60 ~ 70	50 ~ 60	0.6 ~ 0.7	560 ~ 680 HV	曲轴
	15	Ⅰ	505 - 5	24	18 ~ 30	0.5 ~ 0.6	687 HV	
		Ⅱ	515 ± 5	26	30 ~ 50			
42CrMo	16		525 ± 5	48	15 ~ 20	0.6 ~ 0.8	53 ~ 58 HRC	
	17	Ⅰ	520 ± 5	63	18 ~ 40	0.39 ~ 0.42	493 ~ 599 HV	齿轮轴
		Ⅱ	530 ± 5	5	100			
25Cr2MoV	18		500 ± 5	30	15 ~ 35	0.3 ~ 0.35	680 ~ 721 HV	齿轮
	19	Ⅰ	490	77	15 ~ 22	0.3	681 HV	
		Ⅱ	480	7	15 ~ 22			

表 3.3-6　不锈钢纯氨渗氮工艺规范及效果

钢　号	渗氮工艺			渗氮层深度/mm	表面硬度 HV
	温度/℃	时间/h	氨分解率/%		
1Cr13	500	48	18 ~ 25	0.15	1 000
	560	48	30 ~ 50	0.30	900
2Cr13	500	48	20 ~ 25	0.12	1 000
	560	48	35 ~ 55	0.26	900

续表 3.3-6

钢　号	渗氮工艺			渗氮层深度/mm	表面硬度 HV
	温度/℃	时间/h	氨分解率/%		
4Cr10Si2Mo	590	35 ~ 37	30 ~ 70	0.20 ~ 0.30	HR 84 15N
4Cr14Ni14W2Mo	560	35	45 ~ 55	0.08 ~ 0.09	HR 15N 86 ~ 88

续表 3.3-6

钢　号	渗氮工艺			渗氮层深度/mm	表面硬度HV
	温度/℃	时间/h	氨分解率/%		
4Cr14Ni14W2Mo	630	40	50～80	0.08～0.14	HR 15N ≥80
	580～590	35	50～60	0.10～0.11	≥820
1Cr18Ni9Ti	550～560	4～6	30～50	0.05～0.07	≥950
	第一段 540～550	30	25～40	0.20～0.25	≥900
	第二段 560～570	45	35～60		
2Cr18Ni8W2	560	24	40～50	0.12～0.14	950～1 000
	560	40	40～50	0.16～0.20	900～950
	600	24	40～70	0.14～0.16	900～950
	600	48	40～70	0.20～0.24	800～850

表 3.3-7　抗蚀渗氮工艺规范

钢号	渗氮温度/℃	渗氮时间/h	氨分解率/%	ε相厚度/μm
电工纯铁	540～560 590～610	6 3～4	30～50 30～60	20～40 20～40
10	590～610	6	45～70	40～80
20	600～620	3	50～60	17～20
40，40Cr，45，50	590～610 690～710	2→3 20～30 min	35～55 55～75	15～50 15～50
T8、GCr15①	770～790 810～840	同淬火加热时间	70～75 70～80	— —

① T8、GCr15 等钢的抗蚀渗氮常与淬火工艺结合在一起。

(3) 常见缺陷、产生原因及防止措施（表 3.3-8）

表 3.3-8　渗氮常见缺陷的产生原因及防止措施

缺陷类型	产生原因	防止措施
渗氮层硬度低或硬度不均匀	渗氮温度偏高，采用第一段氨分解率过高或渗氮罐与通氨管久未退氮，启用新渗氮罐	经常校验仪表、热电偶，防止电位差计失灵，氨分解率取下限，渗氮马弗罐与通氨管退氮，新马弗罐应经过预渗，使分解率平衡控制
	工件未洗净，表面有油渍，调质硬度低 材料组织不均匀 密封不良，炉盖等处漏气 装炉不当，气氛循环不良，局部防渗锡层流淌	洗净油污 降低回火温度，提高调质后硬度 调整预备热处理工艺 更换石墨石棉垫，加强密封合理装炉，保证气流畅通，改用其他防渗涂料
渗氮层厚度浅	温度（尤其是两段渗氮的第二段温度）偏低 保温时间短 渗氮马弗罐久未退氮或换新	适当提高温度，校正仪表及热电偶 酌情延长时间 清除内壁污垢，退氮，最好改用搪瓷马弗
	第二段氨分解率低 装炉不当，零件未经调质处理，零件靠得太近，气氛循环不良	提高氨分解率 合理装炉，保证零件间留有 5 mm 以上空隙，通过调质处理使基体组织形成均匀致密的回火索氏体

续表 3.3-8

缺陷类型	产生原因	防止措施
渗氮层脆性大	表面出现 φ 相（Fe_2N）	渗氮后将氨分解率提高到 70%以上，于 500～570℃保温 2～4 h，通过退氮使 ζ→ε（$Fe_{2-3}N$）
渗氮件畸变超差	机加工产生的应力较大，零件细长或形状复杂 局部渗氮或渗氮面不对称 渗氮层较厚时因比容大而产生较大组织应力，导致畸变 渗氮罐内温度场不均匀度大 零件自重的影响或装炉方式不当	粗磨后去应力处理，精磨进给量减小，采用缓慢、分阶段升温法减低热应力，即 300℃以上每 100℃保温 1 h。渗氮之后冷却速度也尽量降低一些 改进设计，避免不对称；局部渗氮时加热与冷却速度应降低 胀大部位采用负公差，尺寸取下限；反之则尺寸取上限，选择合理的渗层厚度，防止过厚 改进电热体布置，深井炉分段控温，强化循环 长杆件吊挂时必须与轴中心线平行（垂直于端面）必要时设计专用卡具吊具
表面氧化色	冷却时供氨不足，罐内负压而吸入空气 渗氮罐与炉盖处密封不好 干燥剂失效，氨中含水过多 出炉温度过高	适当增大氨流量，保证罐内正压 改进密封措施 更换干燥剂 炉冷至 200℃以下出炉
表面腐蚀	氯化铵（或四氯化碳）加入量过多，挥发太快	除不锈钢气体渗氮外，其余钢件不应采用此种收效甚微的方法 采用时用量不可高，并应与石英砂混和以防分解，挥发太快
渗氮形成网状脉状或鱼骨状氮化物	渗氮温度太高，原始组织晶粒粗大零件有尖角、锐边表面脱碳严重 加工粗糙度高 液氨含水量太高 气氛氮势过高	酌量降低并严格控制温度，调质时淬火温度过高应降低，改进设计，尽量避免尖角、锐边，调质处理的淬火工序应在充分脱氧的盐炉或保护气氛炉中进行，或表面脱碳层在机加工时能完全切除 渗氮前的磨削加工后期进给量减小，降低粗糙度 干燥剂应定时烘烤或更换 控制氨分解率，勿使氮势过高
渗氮件表面有亮块、亮点，硬度不均匀	罐内温差大 进氨管堵塞 零件表面有油污 装炉量太大	改进设备，使有效加热区温差减小 清理、疏通 清理去污 合理装炉
化合物层不致密抗蚀性差	氮浓度低，化合物层偏薄 冷却速度太慢，氮化物分解造成疏松层偏厚 零件锈斑未除净	氨分解率不宜过高 冷速适当调整 入炉前应除净锈斑

2.2　离子渗氮

离子渗氮是在低真空（< 2 000 Pa）含氮气氛中，利用工件（阴极）和阳极间形成的辉光放电在一定温度下进行的渗氮工艺。该工艺设备简单，操作方便，工艺周期比一般气体渗氮短，生产应用面很广。

我国的离子渗氮技术自 20 世纪 70 年代初第一台设备问世以来，应用相当普遍，已有上千台设备在生产中发挥作用。但是还有不少工厂的设备质量存在问题，也有一些工厂没有充分掌握技术，不能充分发挥离子渗氮的潜力，致使产品质量不高，合格率也低。有鉴于此，在 JB/Z 214—1984“离子渗氮工艺”指导性文件基础上修改制定出 JB/T 6956—1993 离子渗氮工艺标准，以帮助企业掌握该项技术，规范操作，提高渗氮产品质量和合格率。

2.2.1　适用钢种和典型零件

可用以施行离子渗氮的钢种有合金结构钢、不锈耐酸钢、耐热钢、合金工具钢、高速工具钢和球墨铸铁，具体牌号和气体渗氮相同。表 3.3-9 所列为常用结构钢的离子渗氮效果，采用离子渗氮的几种典型零件和效果列于表 3.3-10。

表 3.3-9　常用结构钢离子渗氮效果

钢　号	渗氮规范		渗氮层深度 /mm	表面硬度	
	温度 /℃	时间 /h		HV	HR15N
38CrMoAlA	520	8	0.32	1 164	
	540	8	0.32	998 ~ 1 006	
	560	8	0.35	968 ~ 988	
	580	8	0.35	896 ~ 914	
18Cr2Ni4WA	450	5 ~ 6	0.2 ~ 0.25		91 ~ 93
	490 ~ 10	16	0.32	670 ~ 726	
35CrMo	480	12	0.3 ~ 0.35		82 ~ 84
42CrMo			0.38 ~ 0.62	550 ~ 650	
25Cr2MoVA	550	5	0.32	705	
40CrNiMoA	480	10	0.25 ~ 0.45		82 ~ 86
12CrNi3A	490	6 ~ 7	0.15 ~ 0.25		≥87
30CrMnSiA	430	3	0.15		84 ~ 86
45	520	8		260 ~ 280	
30Cr3WA	480	15	0.25		93
20CrMnTi	420	2.5	0.10	730	
	460	3	0.15	738	
	500	2	0.09	689	
20Cr	500 ~ 520	2	0.25	566 ~ 666	
	520 ~ 560	10	0.40	524 ~ 633	
30CrMoV	450 ~ 560	6 ~ 7	0.3 ~ 0.45	743 ~ 967	
40Cr	480	8	0.35	613 ~ 633	
	500	8	0.35 ~ 0.40	566 ~ 593	
	520	8	0.35 ~ 0.40	613 ~ 633	
	560	8	0.4 ~ 0.45	566	

表 3.3-10　离子渗氮的典型应用

零件名称	工作条件	原用材料及热处理工艺、存在问题	离子渗氮应用情况				
			材料及预先热处理	渗氮工艺	表面硬度	渗氮层厚度 /mm	应用效果
柴油机连杆铰刀（ϕ4 mm）		W18Cr4V 淬火回火	W18Cr4V 淬火回火	500 ~ 520℃ ≤30 min	870 ~ 1 090HV	0.01 ~ 0.03	寿命提高 5 倍
冷冻机阀片	承受冲击疲劳载荷，720 次/min	30CrMnSi 淬火回火（46 ~ 54HRC），寿命低于 5 000 h	30CrMnSi 基体硬度 37 ~ 41HRC	380 ~ 420℃，(100 ~ 120)min	61 ~ 65 HRC	0.10 ~ 0.12	寿命提高 3 倍以上
大齿轮（ϕ455 mm × 25 mm）	精密传动	20CrMnTi 渗碳淬火发生翘曲变形报废；改用 38CrMoAl 钢气体渗氮，周期太长	20CrMnTi	550℃，6 h	830 HV	0.4	畸变符合要求，生产周期缩短
高速锤精压叶片模	挤压叶片，叶片材料 2Cr13	3Cr2W8V 淬火回火，使用寿命低	3Cr2W8V 淬火回火，硬度 48 ~ 52 HRC	540℃，12 h	66 ~ 68HRC	0.4	脱模容易，叶片光洁，寿命提高数倍

2.2.2 设备

(1) 设备结构

离子渗氮设备典型结构示于图3.3-10。炉子的主要部分是一个有水套冷却的真空容器，容器内可设置、也可不设电阻加热元件，并与真空机组相连接。容器上尚有通入NH_3或NH_3+N_2的进气管道。在作为阴极的工件和阳极间供电系统的最高电压是1 000 V，最大电流20～1 000 A。渗氮时的工作电压一般在400～600 V范围，冷壁炉（外壁有冷却水套）的阴极电流密度通常为1 mA/cm²。真空排气系统一般采用可使容器真空度达到1 Pa的机械式泵即可满足要求。有时为了在渗氮初期把工件表面油脂充分蒸发，也串接扩散泵而使初始真空度达到10^{-3} Pa。

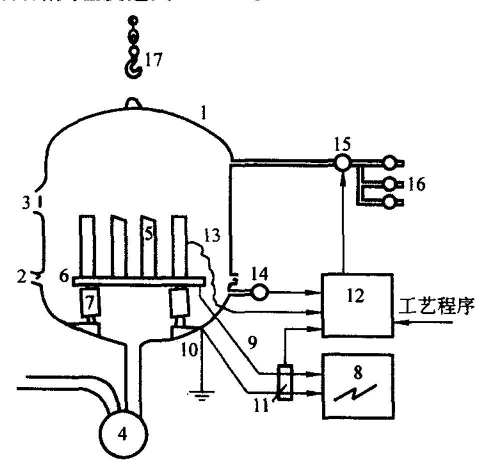


图3.3-10　典型炉罩式离子渗氮装置（示意图只表示主要部件）
1—真空容器；2—O形密封环；3—窥视孔；
4—1 Pa能力的机械真空泵；5—工件；6—装料板；
7—支撑绝缘体；8—直流电源及灭弧装置；
9—接工件电流导线（-）；10—接地及连接容器的阳极（+）；
11—模拟电网的电流/电压；12—控制和调节仪表盘；
13—热电偶；14—真空计；15—工艺气体控制阀；
16—工艺气体汇流排；17—炉料和容器运输装置

(2) 辉光放电过程

在一个抽真空并通以低压气体的真空容器中，在正负电极间通以足够高的电压，极间会形成放电电流，并发出辉光。在离子渗氮炉中，工件为阴极和直流电源的负极相连，金属真空容器作为阳极。极间电压降是非线性的，在近阴极处有一个电压突降，被称做阴极电压降。辉光层面包围着整个工件阴极表面，在此处约束着一大部分放电能量。

在工件周围的辉光层中存在有正离子和电子组成的等离子体。正离子在电场内被加速，以极大动能轰击到阴极表面，使其加热到渗氮温度，并有使工件表面原子发生溅射，从而净化表面的作用。可见离子渗氮所需要的氮是由电子和双原子中性氮分子碰撞所形成的氮活性单原子或氮离子提供的。

(3) 灭弧系统

离子渗氮炉的供电系统装有快速切断电流的装置（电子开关），以防止极间打弧。打弧会烧伤工件，并破坏渗氮层的均匀性。

(4) 温度的测量和检定

1) 热电偶封闭内孔测温方法为离子渗氮工艺的标准测温方法。各种离子渗氮测温头和光电红外测温仪表的准确度都是以封闭内孔测温作为基准校正的。这种测温方法已经成为一种公认为最准确的离子渗氮温度测量方法。标准规定，以封闭内孔测温为基准时，热电偶的热端距起辉表面距离不应大于2 mm，插入孔中的深度不小于30 mm。当然，热电偶插入深度和偶丝直径有关。经计算认为，热电偶插入深度应大于50 d（d为偶丝直径）。一般离子渗氮测温偶丝直径不超过0.5 mm，所以规定插入深度不小于30 mm是合适的。

由于零件表面粗糙度和灰度系数对非接触式测温有影响，所以标准规定光电红外测温，模拟试件测温和测温头测温都需用标准测温试件的封闭内孔测温法校正。

2) 模拟试件测温系指将热偶插入与被处理件形状、大小和材质相似的带有封闭内孔的模拟试件中的测温方法。此种方法测温准确性较好，如热电偶端距模拟件辉光面距离不大于20 mm，热电偶插入孔中深度大于30 mm，则可以认为所测温度接近零件表面实际温度，不需再标定。

3) 目测温度的准确性因人而异，但鉴于离子渗氮目前尚无理想的测温仪表，而目测温度有其方便、直观、可全盘观察各部位零件温度等优点，因而仍作为一种辅助测温手段。目测温度也应以封闭内孔试样的温度为标准。操作者事前需经多次反复练习，熟练后方可采用。停辉后在全黑的真空室中若能隐约看到零件呈微红色，其温度约为520～530℃，若呈暗红色轮廓比较清晰时，则约为540～550℃。

2.2.3 工件的预备热处理

为使工件心部组织具有一定强韧性，并对坚硬的渗层以足够的支撑，以及稳定显微组织，减少渗氮畸变，工件在渗氮前应施行调质（淬火+高温回火）或正火。各种钢的调质工艺与气体渗氮调质相同。

2.2.4 渗氮前的准备

1) JB/T 6956标准中对试样与待渗氮件的表面粗糙度作了不同规定，这是基于维氏硬度标准要求检验脆性的试样表面粗糙度应为R_a 0.4 μm，而大量待渗氮件表面粗糙度不可能这么低，标准对待渗氮件表面粗糙度规定为不大于R_a 1.6 μm。

2) 离子渗氮层最耐磨部分为外表层，而且大部分钢材及渗氮件的渗层深度均在0.40 mm以下，因此，渗氮后磨削余量过大是极不合理的。标准在"待渗氮件的验收"中规定了渗氮后磨削余量一般应不大于0.05 mm。

3) 易畸变待渗氮件有时在渗氮前已发现畸变超差，故标准中规定在渗氮前应检查畸变量，一般应小于工艺规定渗氮后允许畸变量的50%。

4) 每炉待渗件必须配备1至数件随炉试样。试样用和工件相同的材料制做，并经同样的预备热处理，多个试样应放在炉内的不同部位。

5) 工件不需渗氮部分的防渗可采取金属箔片局部屏蔽的措施。

2.2.5 离子渗氮工艺

(1) 工艺气体

1) 当前用于离子渗氮的气体介质有N_2+H_2、NH_3及NH_3分解气。用氨直接渗氮，使用方便，但渗层脆性大。一般要求不高的零件可以用纯氨。用N_2+H_2混合气时，随N_2比例的提高，碳钢化合物层厚度和表面硬度都会增加。

2) 离子渗氮时的辉光特征与工艺气体（介质）压力有密切关系。压力高时辉光集中，压力低时，辉光发散。机械零件渗氮时的炉气压力可在266～532 Pa范围内选择，高速钢刀具可采用133 Pa的低气压。高气压下化合物层中的ε相多，低气压时γ′相多。气压低于40 Pa，高于2 660 Pa时不易出现化合物层。

(2) 渗氮温度

通常为550～580℃。在相同炉压和时间条件下，随温度的升高化合物层和扩散层深度都增加，而渗层硬度在此温度范围有一极值。

(3) 渗氮时间

渗氮时间从加热到渗氮温度起算。一般为2～36 h。离

子渗氮时间约为常规气体渗氮时间的 60% ~ 70%，从而具有高效和节能的优点。38CrMoAl 钢离子渗氮时 ε 相和 γ′相化合物层随时间变化的规律示于图 3.3-11。

(4) 放电功率

渗氮层深度随工件表面功率密度的提高而增加，此规律见图 3.3-12。

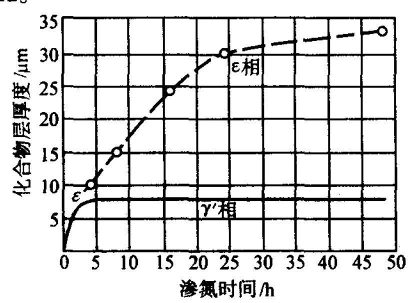


图 3.3-11 38CrMoAl 钢 ε 相和 γ′相化合物层深度随渗氮时间的变化

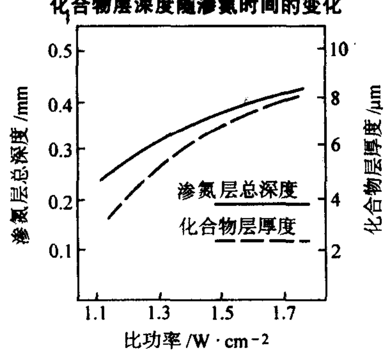


图 3.3-12 工件表面功率密度与渗氮层深度的关系

2.2.6 渗氮工艺过程

工艺流程如下。

工件预清洗→装卡→抽真空→离子轰击清理→渗氮→冷却→检验

1) 预清洗 工件表面必须清洁，即使有少量油脂、锈斑也会延长渗氮时间形成渗层的不均匀。一般用溶剂清洗或喷砂法清理工件表面。渗氮初期的离子轰击可进一步清理工件表面的氧化、钝化膜。

2) 装卡

① 辉光层厚度决定工件间的最小距离：35 ~ 50 mm。

② 夹具的装配必须避免形成小孔洞，在缝隙、小孔处可能形成孔洞放电。

③ 工件形状也应适应工艺要求，尽量避免孔洞，缝隙和尖角，消除孔洞和夹端放电。

④ 孔洞、凹槽等不需渗氮的位置可采取金属柱塞或金属箔片屏蔽。

3) 抽真空和灭弧

① 抽真空到 13.3 ~ 1.3 Pa，往炉内通 NH_3 或 N_2-H_2 混合气，再抽气到极限真空，然后通电起辉。

② 通电起辉时，应由低到高在阴阳极间施加电压。

③ 出现打弧现象时，如开始打弧点不固定、无规律地在零件表面跳动，然后逐渐减少直至停止，这是正常的。打弧现象取决于工件表面干净程度，装炉量大小和工件、构件相对位置，要具体分析，明确原因后再采取措施。

4) 升温

① 升温时间取决于电流密度，一般应控制在 0.5 ~ 3 h 以内。

② 工件温度达到 300℃后逐步提高炉气压力。

③ 在升温过程中逐渐增加工艺气体流量、或减少抽气速率、或升高电场电压。

5) 渗氮保温

① 渗氮保温阶段的电流密度应小于升温阶段。

② 稳定炉气压力、流量和抽气率，使炉压波动不超过 133 Pa。

③在此阶段应经常检查控温仪表。

6) 冷却

① 冷却开始降低电压到维持辉光放电。

② 继续往炉内通工艺气体、直至炉温降至 200℃出炉。

7) 检验

① 目测检查表面缺陷和表面粗糙度。

② 检查 10%工件的表面硬度。

③ 在局部防渗表面测量硬度（代表心部硬度）。

④ 测定表面层的显微硬度梯度，以确定渗层深度。一般渗层深度以测到高于心部硬度 2 HRC 处为准。

⑤ 化合物层深度用金相法来检查。

⑥ 如有要求可测量工件的畸变程度，即尺寸和形状的变化。

2.3 气体氮碳共渗

氮碳共渗也称软氮化，该工艺发明于 20 世纪 50 年代，最初主要指以用氰盐为主的盐浴法，60 年代在我国推广应用。由于该工艺具有处理温度低、时间短、不受钢种限制及零件畸变小等优点，处理后零件能获得优良的耐磨性、耐蚀性、抗粘附性和疲劳强度等性能。因此深受国内外欢迎，得到迅速发展。

近年来世界各国对环境保护的重视，为了解决盐浴法由氰盐产生的毒性和公害问题，发展了以下几种新的处理方法：

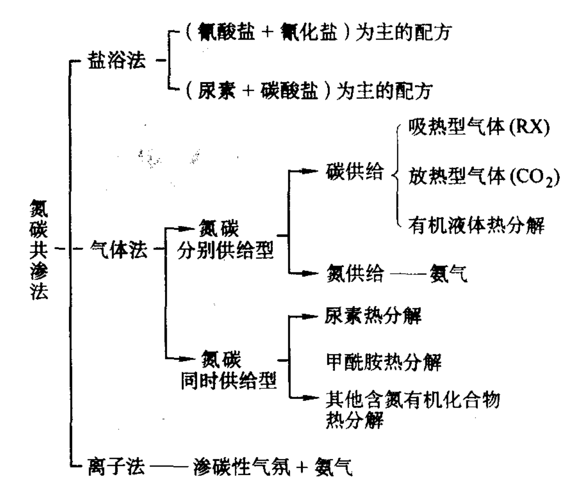
1) 无污染盐浴渗氮技术，其核心是渗氮盐浴配方及再生盐和冷却盐。

2) 利用有机渗剂热分解产生活性氮、碳原子，在密封的炉罐中进行气体氮碳共渗工艺。

3) 随着离子渗氮工艺的发展出现了离子氮碳共渗新工艺。

4) 以提高处理零件质量为目的的 Q－P－Q 法，是在共渗处理后再进行淬火－抛光－淬火处理。

根据氮碳共渗所使用的介质及其提供方法，可把氮碳共渗方法作如下分类：



气体氮碳共渗法开发较晚，与盐浴法比较是一种更为清洁干净，适宜于大批量、自动化生产的技术。该工艺尚具有工艺周期短、提高钢力学性能效果好的优点，在某些条件下针对特定钢种和零件有代替工艺周期特别长的气体渗氮的可

能性，因此在汽车工业中已获得推广应用。

2.3.1　常用钢和铸铁

碳素结构钢、合金结构钢、合金工具钢、灰铸铁和球墨铸铁制件和制品都可以施行气体氮碳共渗，以提高其硬度、耐磨性、抗腐蚀性、疲劳抗力和抗咬合性等力学性能，延长其使用寿命。适宜于气体氮碳共渗的钢和铸铁牌号列于表3.3-11。

表3.3-11　常用钢种和铸铁牌号

类别及标准号	钢及铸铁牌号	类别及标准号	钢及铸铁牌号
普通碳素结构钢（GB/T 700）	Q195，Q215，Q235	铬钼钢 铬锰钛钢 铬镍钢	20CrMo，45CrMo 20CrMnTi，30CrMnTi 40CrNi，12Cr2Ni4A，12CrNi3A 20CrNi3A，20Cr2Ni4A，30CrNi3A
优质碳素结构钢（GB/T 699）	0.8，10，15，20，25，35，40，45，15Mn，20Mn，25Mn	铬镍钨钢 铬钼铝钢	18Cr2Ni4WA，25Cr2Ni4WA 38CrMoAl
合金结构钢（GB/T 3077） 铬钢 铬锰钢 铬锰硅钢 硅锰钢 铬锰钼钢	 15Cr，20Cr，40Cr 15CrMn，20CrMn 20CrMnSi，25CrMnSi，30CrMnSi 15SiMn，42SiMn 15CrMnMo，20CrMnMo，40CrMnMo	合金工具钢（GB/T 1299）	Cr12，Cr12MoV，3Cr2W8V
		灰铸铁（GB/T 9439）	HT 200，HT 250
		球墨铸铁（GB/T 1348）	QT 500—7，QT 600—3，QT 700—2

2.3.2　设备

（1）气体氮碳共渗炉

可用带炉罐的密封井式炉和推料式密封多用炉（见图3.3-13）施行气体氮碳共渗。设备要求有好的密封性、配备风扇使炉气有良好的循环，有效加热区内的温度均匀性保持在±15℃范围。排出的炉气必须点燃。应定期测量炉温均匀性。

（2）温度控制系统

气体氮碳共渗炉必须配备0.5级的温度指示、自动控制和纪录仪表，热电偶要定期校对。

2.3.3　预备热处理

工件在氮碳共渗前应施行调质或正火，以稳定显微组织、保持心部具有一定的强韧性。各种钢的调质工艺与气体渗氮相同。

2.3.4　氮碳共渗工艺

（1）渗剂

气体氮碳共渗的渗剂可用添加氨的混合气体、往炉中滴入含碳氮的有机液体，投入含碳氮的固态物质。其具体成分和特点列于表3.3-12。

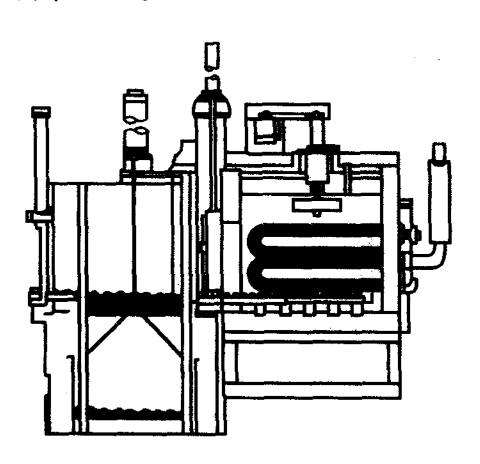


图3.3-13　密封多用炉典型结构

表3.3-12　几种气体氮碳共渗渗剂

类别	渗剂成分（质量分数）/%	备　注
吸热式可控气氛RX与氨	$NH_3$50，RX气50，（RX气含$H_2$32～40，CO 20～24，CO_2≤1，$N_2$38～43）	废气中剧毒的HCN可高达620×10^{-6}，排气口点燃也不可能达到0.3 mg/m³的排放标准
放热式可控气氛NX与氨	$NH_3$50～60，NX气40～50（NX气含CO_2≤10，CO＜5，H_2＜1，N_2余量，＞85%）	排气口HCN含量为20×10^{-6}（约3 mg/m³）。NX气的成本约为RX气的70%
放热－吸热式气氛与氨	$NH_3$50，NX－RX气50，（NX－RX的成分约为$H_2$20，CO20及$N_2$60）	
氨与烷类气体	$NH_3$50～60，$C_3H_8$40～50，或以CH_4代C_3H_8	
氨与醇	$NH_3+C_2H_5OH$	以CH_3OH代C_2H_5OH则NH_3流量酌减
尿素	$(NH_2)_2CO$100 $(NH_2)_2CO\rightarrow CO+2H_2+2[N]$	通过螺杆式送粉器将尿素加入马弗中
放热气氛与氨，加前处理	$NH_3$50～60，NX气40～50，氮碳共渗前先在350℃左右预氧化	预热在空气炉中进行，可减小畸变，形成的氧化膜有助于提高共渗速率
放热气氛与氨，加后处理	$NH_3$50～60，NX气40～50共渗后在300～400℃氧化	耐蚀性明显提高
以氨，二氧化碳，添加或不加氮气	$NH_3$40～95，$CO_2$5＋$N_2$0≈55	添加氮气有助于提高氮势和碳势

（2）工艺参数

气体氮碳共渗温度应低于调质高温回火温度20～30℃，通常在560～580℃范围内选择，共渗时间2～4 h，合金钢渗后在油中冷却，碳钢、低合金钢和铸铁在水和无机盐水溶液中冷却。温度和时间对几种钢渗层深度的影响列于表3.3-13，图3.3-14～图3.3-17。

表 3.3-13　气体氮碳共渗温度和时间对渗层深度的影响

时间 /h	温度 /℃	化合物[$Fe_3(CN)$]层厚度/mm	总深度 /mm	化合物[$Fe_3(CN)$]层厚度 /mm	总深度 /mm
		20 钢		40Cr	
1	570	0.009	0.40	0.006	0.25
2	570	0.015	0.52	0.012	0.35
3	570	0.018	0.60	0.015	0.40
4	570	0.021	0.70	0.018	0.45
5	570	0.022	0.75	0.020	0.47
		20 钢		40CrNi	
1.5	540	0.009	0.35	0.006	0.22
1.5	560	0.012	0.45	0.008	0.30
1.5	580	0.014	0.58	0.010	0.39
1.5	590	0.015	0.67	0.011	0.42

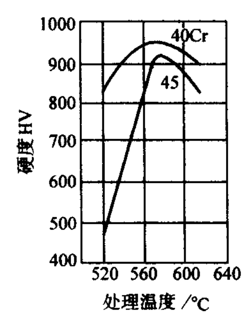


图 3.3-14　45、40Cr 钢共渗温度和渗后硬度的关系

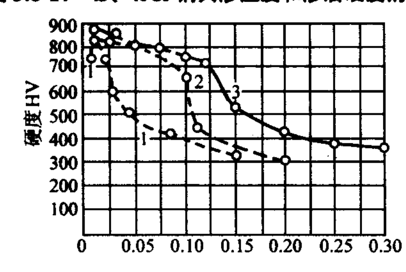


图 3.3-15　共渗温度对 38CrMoAl 钢渗层表面硬度及硬度分布曲线影响

1—510℃, 2.5 h; 2—540℃, 3.5 h; 3—570℃, 2.5 h

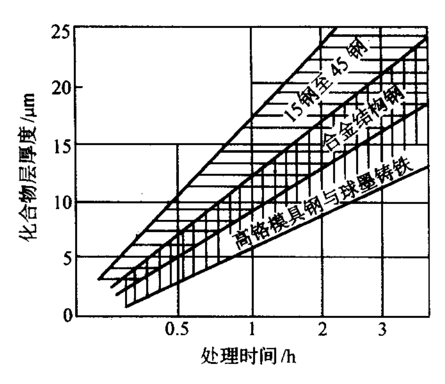


图 3.3-16　不同材料的试件于 580℃处理后化合物层厚度与处理时间的关系

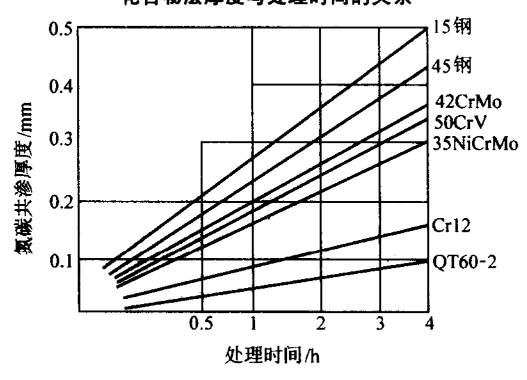


图 3.3-17　不同材料的试件于 580℃处理后共渗层总厚度与处理时间的关系

2.3.5　气体氮碳共渗工艺过程

（1）工件和夹具的清洗

工件和夹具必须事先用热碱液或溶剂清洗干净并烘干后才可装炉，否则会严重影响工件表面质量和色泽。

（2）炉子排气

1）用连续式炉和带前室的多用炉进行气体氮碳共渗时，初次开炉要用氮气把炉中的空气置换后再通入共渗气氛，随后的正常生产便不会发生特殊问题。

2）井式炉在完成每炉次共渗重新装炉后要特别注意排气过程。最安全可靠的办法是用氮气或放热式贫气置换。推荐的置换炉内空气的中性气体及其用量见表 3.3-14。亦可用往炉中直接通入渗剂的方法。尤其在排气初期大量通入渗剂，以迅速排除炉内空气，但一定要注意要有足够粗的排气管道。排出的气体点燃。

表 3.3-14　推荐的置换炉内空气的中性气体及其用量（摘自 GB/T 15735—1995）

可燃气体或可控气氛	可燃气体中的氧含量极限值（体积分数）/%	用来排气的不可燃气体	排气量（体积倍数） 空气	可控气氛	可燃气体或可控气氛	可燃气体中的氧含量极限值（体积分数）/%	用来排气的不可燃气体	排气量（体积倍数） 空气	可控气氛
氮氢混合气中含 H_2/%					放热式气				
75	4.4	氮	1.6	2.8	浓型（$\alpha=0.50\sim0.65$）①	5.5	氮 放热式气（淡型 $\alpha>0.90$）	1.4	1.9
60	4.5		1.6	2.6					
40	4.7		1.5	2.2					
20	5.4		1.4	1.5					
10	7.5		1.6	3.1	淡型（$\alpha=0.80\sim0.95$）①	11		0.6	0.3
氢	4.4	氮	1.6	3.1					
	6.9	二氧化碳	1.2	2.6					
一氧化碳	5.6	氮	1.4	1.9	吸热式气	4.8	氮	1.5	3.0
	8.4	二氧化碳	1.0	1.4		7.6	二氧化碳	1.0	2.0

① α 为燃烧系数。

(3) 氮碳共渗处理

在560～580℃的共渗温度下，用吸热式气氛和氨进行钢件的氮碳共渗时，气氛中的氨和一氧化碳发生如下的催化分解

$$NH_3 \rightarrow (N)\ Fe + \frac{3}{2}H_2$$

$$NH_3 \rightarrow (N)\ \varepsilon + \frac{3}{2}H_2$$

$$2CO \rightarrow (C)\ \varepsilon + CO_2$$

此时，气氛的氮势（Q_N）和碳势（Q_C）可用以下关系式表示

$$Q_N = \frac{p_{NH_3}}{(p_{H_2})^{3/2}} = \frac{\alpha_N}{K}$$

$$Q_C = \frac{(p_{CO})^2}{p_{CO_2}} = \frac{\alpha_C}{K_1}$$

式中，p_{NH_3}、p_{H_2}为氮碳共渗气氛中氨和氢的分压；α_N为氮在碳氮化合物相中的活度；K为渗氮反应平衡常数；p_{CO}，p_{CO_2}为共渗气氛中CO、CO_2分压；α_C为碳在碳氮化合物相中的活度；K_1为反应平衡常数。

氮的活度由于碳进入晶格而减少，如氮活度变化很小，则可认为气氛氮势Q_N支配着ε碳氮化合物相的氮含量。同样，在形碳氮化合物，氮对碳活度变化的影响可以忽略时，可以认为气氛的碳势Q_C支配着ε碳氮化合物相的碳含量。

用测量和控制氨分解度或气氛中氢含量以及控制炉气碳势的方法可以实现可控的氮碳共渗。

共渗后的冷却

共渗后冷却的快慢对碳钢和低合金钢的疲劳抗力有影响。快速冷却的疲劳抗力强，所以渗后应在水或油中冷却。

2.3.6 质量检验

(1) 化合物层厚度

氮碳共渗具有温度低、时间短、工件畸变小的优点。其化合物层硬度高，耐磨性好，但厚度小。一些设计人员对氮碳共渗特点缺乏了解，往往要求有很厚的化合物层，在技术文件只控制下限值，没有上限规定。生产实践证实，随着化合物层厚度的增加，会出现严重的疏松，造成渗层剥落、脆裂和耐磨性差等弊病。故JB/T 4155标准按材料类别提出了对化合物层厚度上下限的规定（见表3.3-15）。不少国家都提出过对化合物层的控制范围，如德国耐磨件化合物层规定控制在10 μm以下，日本滑动摩擦件层厚不超过20 μm，俄罗斯对40Cr钢件化合物层厚度也要求在20 μm以下。

表3.3-15 气体氮碳共渗件表面硬度和渗层深度

序号	材料类别	表面硬度（HV0.1）	渗层深度/mm	
			化合物层	扩散层
1	碳素结构钢	≥480	0.008～0.025	≥0.20
	碳素结构钢（不含铝）	≥550		≥0.15
2	合金结构钢（含铝）	≥800	0.006～0.020	
3	合金工具钢	≥700	0.003～0.015	≥0.10
4	球墨铸铁及合金铸铁	≥550	0.005～0.020	
5	灰铸铁	≥500		

注：抗蚀件、厚度小于1 mm的薄件、不锈耐热钢件、高速钢和粉末冶金件等有特殊要求的零件不受本表规定的限制。

(2) 扩散层深度

氮碳共渗层由化合物层和扩散层构成。铁素体溶碳能力很低，扩散层由固溶极少量氮的α相和γ′相（Fe_4N）构成。针状的γ′相随着冷却速度的提高而减少。合金钢扩散层除含氮铁素体外，尚有高弥散度的合金氮化物，故硬度明显提高。钢件的疲劳强度随扩散层深度和氮在α－Fe中的固溶量的提高而增加。扩散层按GB/T 11354—1989规定的化学侵蚀法和硬度法施行。

(3) 渗层脆性

脆性是渗氮效果的重要指标，而对氮碳共渗就不那么重要了。因为钢氮碳共渗的表面氮含量低，化合物层中尚有一定量的碳，渗层的韧性相对较高。因此氮碳共渗后没有必要检查渗层脆性。

(4) 硬度

氮碳共渗件的表面硬度和沿层深的硬度分布用1 N载荷的维氏显微硬度计检查。

2.4 盐浴硫氮碳共渗

硫氮碳共渗兼具氮碳共渗与渗硫的特点，能赋予工件优良的耐磨、减摩、抗咬合、抗疲劳性能，并改善除不锈钢以外的所有钢铁件的耐蚀性。对于因黏着磨损、非重载疲劳断裂而导致失效的机械构件、刃具和模具有很好的强化效果。工业生产中应用的主要是在590℃以下实施的盐浴硫氮碳共渗。由于处理温度低于相变点，对基体组织与性能无不良影响，且畸变小。

法国于1947年获得专利的Sulfinuz工艺，是在以氰化物为基、添加硫化物的剧毒盐浴中进行的硫氮碳共渗。此种曾被称为硫氰共渗（Sulphocyaniding）的工艺，20世纪50年代至70年代中期应用广泛。从1952～1965年前苏联相继开发MA3－2号盐浴；ДИВТ系列（以5号、62号和12号为主）及ДК3－ДИВТ盐浴和与其配套的硫氮碳共渗工艺。后者的主要原料是尿素、碳酸钾、硫代硫酸钠和氰化钠，浴中的氰根（CN^-）虽比Sulfinuz盐浴低得多，但仍可高达20%左右。为了避免污染生态环境，法国HEF（液力机械与摩擦学）研究所于1974年研究成功商品名称为Sur－Sulf的无污染硫氮碳共渗新工艺，同时开发了配套的工艺材料——基盐CR4、再生盐CR2。其主要特点是工作盐浴，即在盐原料中不含氰化物，但含有碳酸锂（Li_2CO_3）和硫化钾。通过Li^+延缓氰酸根（CNO^-）的分解速率、减少浴中的CN^-含量。同时，由于K_2S的氧化产物（$S_2O_3^{-2}$、SO_3^{-2}等）对CN^-的氧化，使共渗盐浴中因化学反应而形成的$CN^- \leqslant 0.8\%$（见图3.3-18和图3.3-19）。

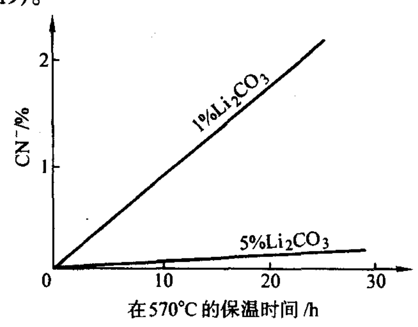


图3.3-18 浴中氰根含量与碳酸锂含量的关系

此外，工作状态下从盐浴逸出的气体符合排放标准，清洗水中的微量CN^-无需水处理装置，添加少量化学药品即可使$CN^- \leqslant 0.5$ mg/L，从而实现了无污染作业。由于上述优点，Sur－Sulf实际上几乎完全取代了如前所述的各种在高氰或中氰盐浴中实施的硫氮碳共渗工艺。

上海工具厂等企业曾采用前苏联明斯克汽车厂开发的2号盐浴，即在MA3－2盐浴进行硫氮碳共渗。因作为供硫剂的FeS比重偏析严重，渗硫作用微弱；黄血盐分解出多量氰化钾以及强化效果不太稳定而未能推广。有些工厂在无毒原

料氮碳共渗盐浴中添加硫化物，进行渗硫软氮化。因主要活性成分 CNO^- 在 20%～45%的很大范围内波动，且 CN^- 不断上升，应用逐渐减少。

1984 年武汉材料保护研究所开发了无污染的 LT 新工艺，其基盐与再生盐质量，盐浴可控性与被处理工件的耐磨、减摩、抗咬合、抗疲劳等性能都达到 Sur－Sulf 同等水平。所配套的基盐 J－1、再生盐 Z－1 亦同时商品化。

20 世纪 90 年代初成都工具研究所开发掌握了盐浴氮碳共渗－抛光－氧化复合处理技术，其设备和盐都形成了商品，在抗磨、减摩和防锈零件下得到推广应用。

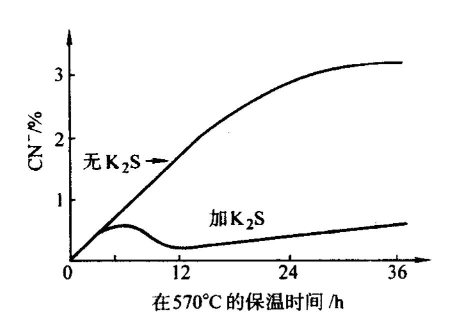


图 3.3-19　加或不加 K_2S 对浴中氰根含量的影响

2.4.1　应用范围

凡属因黏着磨损（拉毛、擦伤后咬合或磨耗至尺寸超差）、非重载疲劳断裂或剥落而引起失效的机械零件、模具及刀具，除回火温度低于 510℃的钢种外，为数 90%以上的钢铁牌号的工件，均可通过盐浴硫氮碳共渗获得优良而稳定的强化效果。共渗盐浴的熔点在 460～480℃之间，工作温度的下限应高于 510℃。

适合盐浴硫氮碳共渗的部分典型工件有曲轴、花键轴、凸轮轴、非重载齿轮、阀门、泵、液压件、非铁金属挤压或压铸模、塑料模、高精度冷冲模、高速钢刀具及各种不锈钢件。

2.4.2　盐浴硫氮碳共渗工艺过程

1）共渗前工件应脱脂、除锈，于（350±20）℃预热 15～30 min 或烘干后再转入基盐（共渗盐浴）中。

2）要求以耐磨为主的工件应在 520℃共渗 60～120 min，推荐 CNO^- 浓度为（32±2）%，S^{2-} 通常 $\leqslant 10\times10^{-6}$。

3）铸铁工件应在（565±10）℃共渗 120～180 min。推荐 CNO^- 浓度为（34±2）%，S^{2-} 通常 $\leqslant 20\times10^{-6}$。

4）高速钢刀具应在 520～560℃共渗 5～30 min。推荐 CNO^- 浓度为（32±2）%，S^{2-} 通常 $\leqslant 20\times10^{-6}$。

5）不锈钢及要求较高耐磨、抗咬合性能的工件应在（570±10）℃共渗 90～180 min。推荐 CNO^- 浓度为（37±2）%，S^{2-}（20～40）$\times10^{-6}$。

6）共渗后的工件应按技术要求，分别空冷、水冷、油冷或在氧化浴中分级冷却。

7）氧化工艺：要求较高耐磨、耐蚀性能及商品外观的工件，共渗后应在 350～380℃氧化浴中氧化 10～20 min。

8）共渗盐浴温度不应超过 600℃，并应及时捞渣。在上述前提下盐浴可长期使用。

9）硫氮碳共渗过程中，通入熔盐的压缩空气量按下式计算

$$Q=(0.10-0.15)\ G2/3$$

式中，Q 为流量，L/min；G 为盐浴的质量，kg。

10）常规分析的盐浴成分为 CNO^-，必要时抽查 CN^-、S^{2-} 与 CO_3^{2-}。在盐浴重量与装炉量基本固定的条件下测出 CNO^- 下降率后，每周分析一次。

11）清洗粘附有硫氮碳共渗盐浴的工件的废水以及从共渗盐浴中捞出的盐渣，应添加能消除氰根的化学药剂处理，符合 GB 8978 要求后方可排放。

12）共渗后的工件在氧化浴中分级冷却后再清洗，清洗废水不含氰根及氰酸根，只作酸碱中和处理应符合 GB 8978 要求后方可排放。

2.4.3　质量检验

（1）外观

1）共渗后工件呈均匀黑色或黑灰色，高速钢刃具呈灰褐色。

2）不通孔、狭缝、螺纹等处不得滞留残盐。

3）工作面或切削刃等关键部位不允许碰伤和划痕。

4）经氧化后的工件呈均匀的黑色、蓝黑色或棕黑色。

（2）硬度

1）表面硬度可检测（HV10、HV5 或 HV1），显微硬度检测 HV0.1 或 HV0.05。

2）重要工件要逐件检测表面硬度或每炉随机抽检装炉工件的 10%～20%；一般工件每炉或每班至少抽检一件。显微硬度仅在测定共渗层硬度梯度的仲裁质量合格与否时抽查。

3）几种常用材料的共渗层硬度见表 3.3-16。

（3）共渗层深度

1）化合物层及扩散层深度的测量采用有关标准推荐的腐蚀剂和测量方法。

2）一般钢铁牌号的硫氮碳共渗工件，通常只需测定化合物层与弥散相析出层深度。这两层深度之和与从试样表面垂直测至比基体显微硬度值高 30～50HV 处的距离大体相同。不锈钢、耐热钢通常只测化合物层深度，高速钢刀具一般只测弥散相析出层深度。

3）测定共渗层总深度时，采用显微硬度法。载荷 100 g 或 50 g，沿着与试件表面垂直的方向测量显微硬度，并以出现第一个低于基体硬度的点为过渡层的终点。

4）几种常用材料的共渗层深度和硬度见表 3.3-16。

表 3.3-16　几种常用钢材共渗层的深度和硬度

钢　材	预备热处理	共渗工艺	冷却方式	共渗层深度/μm		共渗层硬度		
				化合物层	扩散层	HV 0.05	HV 1	HV 10
45	调质	565℃×（120～180）min	空冷、水冷或氧化盐分级冷却	18～25	300～420	620	360	290
38CrMoAl		550℃×（90～120）min		12～16	170～240	850	640	550
QT600—3	正火	565℃×（90～150）min		8～13	70～120	820	410	300
W18Cr4V	淬火、回火	550℃×（15～30）min	空冷或氧化盐分级冷却	0～3	20～45	1 120	950	850
3Cr2W8V		570℃×（90～180）min		8～15	40～70	1 050	820	700
1Cr18Ni9Ti	固溶	570℃×（120～180）min		10～15	40～80	1 070	720	560

2.4.4　常见缺陷、产生原因、防止和补救方法

盐浴硫氮碳共渗钢件的常见缺陷、产生原因、防止措施和补救方法列于表3.3-17。

表3.3-17　钢件硫氮碳共渗常见缺陷、产生原因、防止措施和补救方法

缺　陷	产生原因	防止措施和补救方法
化合物层极薄扩散层较厚	CNO^-含量低，温度偏低，时间短	加Z－1或REC－1，校准温度，酌情提高温度，适当延长时间
氰酸根下降过快	浴温高或发生超温事故，未捞渣	增加超温报警装置，适当降温捞渣
氰根含量高，TF－1中$CN^->3\%$，J－2浴中$CN^->2\%$	未通气或通空气量太小	增大通气量
表面疏松严重甚至起皮	CNO含量太高	空载陈化至$CNC^-\leqslant38\%$
花斑	入炉前有大片油渍或锈斑，浴中渣量多，零件紧叠	去锈，脱脂，捞渣，零件间留有>0.5 mm的空隙
锈蚀	共渗件油冷，残盐未洗净，不通孔，狭缝处有盐渍	延长开水煮洗时间，采用Y－1或AB1氧化浴冷却
调整成分时氨臭	有NH_3，CO_2，H_2O逸出	开动抽风装置

2.5　渗锌

2.5.1　热镀锌工艺

1）预处理　为了改善工件与锌液的浸润性，应在脱脂、去锈后，采用熔剂浸渍法、或微氧化脱脂，用氢气还原活化法进行预处理。

熔剂的主要成分为NH_4Cl，目前一般采用湿法熔剂，即将钢铁工件浸入熔剂的水溶液中，取出后干燥，再进行热镀锌。进入锌液后，NH_4Cl分解为NH_3和HCl。

HCl可溶解工件或锌液中的氧化铁，产生$FeCl_2$和$FeCl_3$。$FeCl_2$和$FeCl_3$被锌还原，改善锌液对铁的浸润作用。

氧化还原法又称森吉米尔法，氧化脱脂后用氢气在高温下将氧化铁还原成活性铁。此法主要用于钢带、板和钢丝、钢管热镀锌。

2）热镀温度和时间　扩散层（由Fe_5Zn_{26}、Zn_{17}、$FeZn_{13}$等组成）的厚度取决于锌液的温度时间，覆层粘附层的厚度则与工件的提升速度有关。

在表述热镀锌层的形成时，除采用镀层厚度、扩散层厚度外，还经常采用铁损量这一参数。铁损是指热镀锌的扩散层中铁含量与锌渣中铁含量总和。铁损量与热镀锌温度和时间的关系见图3.3-20和图3.3-21。按铁损量（ΔW）与时间（t）的关系可将热镀锌分成三个区域。

Ⅰ区（430～490℃）为低温抛物线区，该区内$\Delta W=At^{1/2}$；Ⅱ区（490～530℃）为直线区，该区内$\Delta W=Bt$；Ⅲ区（530℃以上）为高温抛物线区，该区内$\Delta W=ct^{1/2}$。上述公式中的ΔW为铁损量；A、B、C为常数；t为时间。

3）锌液成分　应用最广的是以锌为基，适量添加铝、镁、硅、钛、锡、锑、铅等合金元素的锌基合金浴。添加0.03%～0.12%（质量分数）时可抑制合金浴面的氧化。加入约0.05%（质量分数）可改善外观，≤0.01%镁可提高耐蚀性。渗锌层由表面的锌基固溶体（Zn质量分数≥99%）及依次形成的铁锌化合物组成。渗后进行（550±20）℃、10～60 min扩散处理，可大幅度提高渗层塑性及耐蚀性。

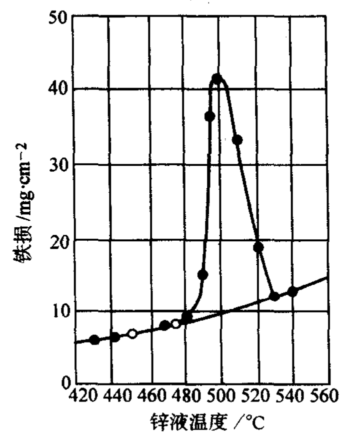


图3.3-20　铁损量与热镀锌温度的关系

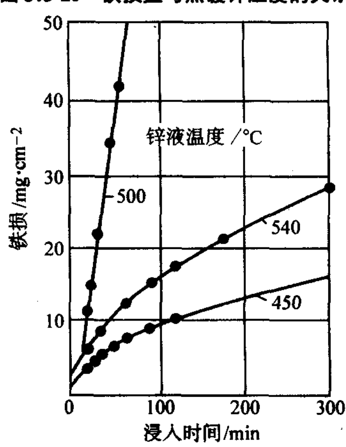


图3.3-21　铁损量与热镀锌时间的关系

2.5.2　粉末渗锌

渗锌剂成分及工艺见表3.3-18。

表3.3-18　常用的粉末渗锌剂及处理工艺

渗剂成分（质量分数）	处理工艺			备　注
	温度/℃	时间/h	渗层深度/μm	
97%～100% Zn（工业锌粉）＋0～3% NH_4Cl	390±10	2～6	20～80	在静止的渗箱中渗锌速率仅为可倾斜，滚动的回转炉中的$\frac{1}{3}$～$\frac{1}{2}$；渗锌可在340～440℃进行
50%～75%锌粉＋25%～50%氧化铝（氧化锌）；另加0.05%～1% NH_4Cl	340～440	1.5～8	12～100	温度低于360℃，色泽银白，表面光亮，高于420℃呈灰色且表面较粗糙
50% Zn粉＋30% Al_2O_3＋20% ZnO	380～440	2～6	20～70	

渗锌剂中水含量应低于1%（质量分数），为此使用前必须烘干。每使用一次，渗剂中锌含量下降1%～2%（质量分数），用若干次后应及时补加新渗剂。温度及时间对渗

锌层厚度的影响见图 3.3-22。

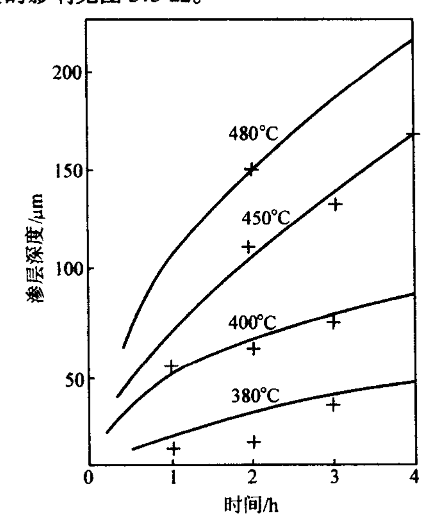


图 3.3-22　粉末渗锌温度及时间对渗层厚度的影响

2.5.3　热镀锌与粉末渗锌的应用（表 3.3-19）

表 3.3-19　热镀锌与粉末渗锌的比较

项　　目	热 镀 锌	粉末渗锌
生产效率	生产效率高。板材、带材、丝材和管材可连续化生产	较热镀锌低
涂层均匀性及可控性	不均匀，厚度不可控，对于有配合要求的工件，如螺栓、螺母难以达到配合要求	均匀，厚度可控，螺栓、螺母等渗后不需任何加工即可达到配合要求
锌耗量	60 ~ 100 kg 锌/t 产品	20 ~ 40 kg 锌/t 产品
锌锅腐蚀问题	外热式热镀锌的锌锅腐蚀严重，锌锅寿命为 20 天至半年不等	无锌锅腐蚀问题
涂装性能	与漆膜结合力差，涂漆易剥落	与漆膜结合力好，渗锌后可直接涂漆
适用工件及应用	钢带、钢板、钢丝、钢管型钢。应用于大气、土壤、水及海水等环境中的耐蚀保护	钢制零部件，粉末冶金件，铸铁件、钢管、型钢等。应用于大气、土壤、水及海水和 500℃以下的空气或含硫气氛中的耐腐蚀防护

2.6　低温化学热处理的渗层组织和性能

几种低温化学热处理工艺的渗层深度、组织结构和性能列于表 3.3-20。

表 3.3-20　低温化学热处理的渗层组织和性能

工艺名称	渗层深度/μm			化合物层（δ_c）的组织结构	主要性能	适合处理的主要金属材料	适合处理的部分典型工件	备注
	化合物层	扩散层	过渡层					
气体渗氮	5 ~ 30	300 ~ 700	500 以上	ε + γ′，ε 相为主，致密区 > 2/3δ_c	耐磨、抗咬合、抗疲劳	38CrMoAl、35CrMo 等合金结构钢，钛合金	镗杆，大（重）型机床（器）主轴	以深层渗氮为主的抗磨损、抗疲劳渗氮法
	20 ~ 40	50 ~ 100	100 以上	ε 相为主	抗大气及雨水腐蚀	各种结构钢	标准件及金属结构件等	抗蚀渗氮法
离子渗氮	0 ~ 30	300 ~ 700	500 以上	γ′相为主	耐磨、抗疲劳	25Cr2MoV、40CrNiMo 等各种合金结构钢	中载、重载高速精密齿轮、重载曲轴	主要优势在于使中等载荷或受冲击的重载荷齿轮等工件的表面强化
盐浴硫氮碳共渗及以其为基础的复合处理气体氮碳共渗	10 ~ 25	30 ~ 200	> 50	ε 相 + FeS 为主，硫松区 > 1/2δ_c	抗咬合、减摩为主，兼有抗疲劳、耐磨性能	回火温度 > 520℃的任何钢铁牌号	缸套、蜗轮、蜗杆、螺杆、挤压模	盐浴法与气体法两类工艺所获渗层性能、用途与强化效果基本相同。抗咬合性能和对不锈钢件、高速钢刀具的强化与节能效果方面，硫氮碳共渗占优势，粉末冶金件则气体氮碳共渗占优势
	15 ~ 25	50 ~ 300	200 以上	ε + γ′，致密区 > 2/3δ_c	耐磨，抗疲劳为主，兼有抗咬合性能	回火温度 > 520℃的任何钢铁牌号	齿轮、曲轴、丝杠、非重载模具	
	0 ~ 2	20 ~ 50	> 30	无化合物层或 δ_c < 2 μm 且不连续	耐磨、抗疲劳	W18Cr4V、W6Mo5Cr4V2	高速钢刀具	
低温电解渗硫	5 ~ 15	—	—	$FeS + FeS_2$，以 FeS 为主	减摩，抗咬合	除含 Cr > 13% 的钢种以外的各种钢铁件	已渗碳，淬火或已淬硬的齿轮、凸轮、缸套等	渗硫前需表面或整体硬化，渗硫后必须洗净包括渗入微孔的残盐，否则易锈并恶化抗咬合性能

对各种钢铁材料经过不同低温化学热处理工艺处理后的力学性能的比较如下。

1）渗层的抗咬合性能 图3.3-23所示为五种钢铁材料经不同工艺处理后的抗咬合（falex）试验结果。

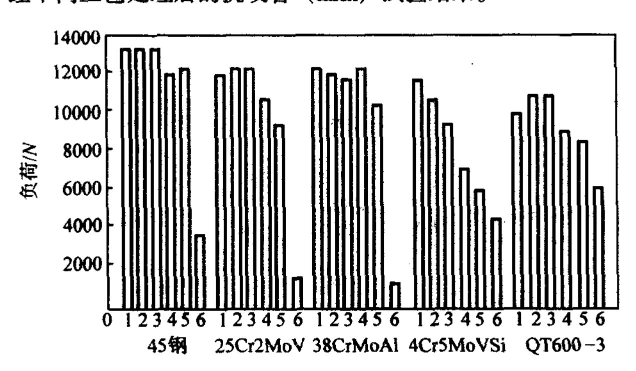


图3.3-23 五种材料经不同工艺处理后抗咬合性能的对比
1—盐浴硫氮碳共渗；2—气体渗氮；3—气体氮硫共渗；
4—离子渗氮；5—离子渗氮+电解渗硫；6—未经表面处理

2）渗层的抗弯曲疲劳性能 承受交变弯曲载荷的轴类件的使用寿命主要取决于其抗弯曲疲劳能力。用 $\phi 7.52$ mm 旋转弯曲疲劳试样（五种钢铁材料）经四种低温化学热处理工艺处理后的弯曲疲劳极限示于图3.3-24。

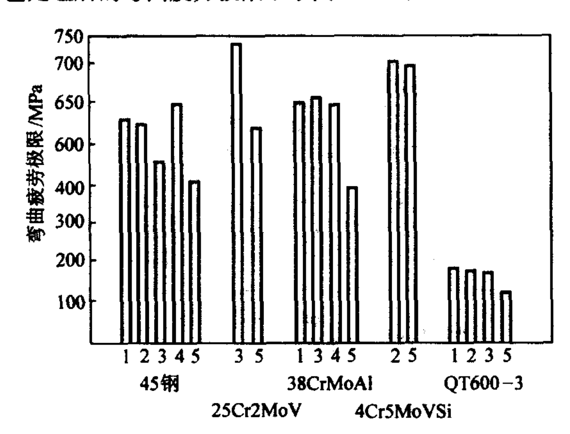


图3.3-24 五种材料经不同工艺处理后弯曲疲劳性能的对比
1—盐浴硫氮碳共渗；2—气体氮碳共渗；
3—离子渗氮；4—气体渗氮；5—未经表面处理

3）渗层的抗接触疲劳性能 几种材料分别经四种工艺处理的滚子接触疲劳试样（凸肚形），进行快速接触疲劳试验部分结果见表3.3-21。

接触疲劳强度的高低，除与基体材料强度直接有关外，还取决于渗层深度与硬度，采用基体强度较高的25Cr2MoV钢，经离子渗氮或气体渗氮（渗层深度 >0.5 mm），其接触疲劳性能优良。属于浅层（渗层深度 ≤0.3 mm）的盐浴硫氮碳共渗、气体氮碳共渗接触疲劳极限比调质件高，但低于深层渗氮件。

4）渗层的冲击疲劳性能 W6Mo5Cr4V2工具钢经三种工艺处理后进行冲击疲劳性能试验。气体氮碳共渗后在低于2.7 J的冲击能量下，使冲击疲劳寿命提高：盐浴硫氮碳共渗后冲击能量低于1.7 J才能使冲击疲劳寿命有所提高，离子渗氮层的临界冲击能量更低。

5）渗层的冷热疲劳性能 4Cr5MoVSi热模具钢经三种工艺处理后，在Gleeble-1500型热力模拟机上进行冷热疲劳性能试验，冷热温差330℃下表面产生0.5 mm长的裂纹为判据，表面强化显著提高冷热疲劳抗力，化合物层致密的离子渗氮和气体氮碳共渗效果优良，盐浴硫氮碳共渗次之。

表3.3-21 几种材料经不同工艺处理滚子接触疲劳快速试验数据

材料	工艺方法	渗层深度/mm	接触疲劳极限/MPa
25Cr2MoV	深层离子渗氮（1）	0.75	2 871
	深层离子渗氮（2）	0.75	2 663
	气体渗氮	0.50	2 752
	常规离子渗氮（1）	0.50	2 607
	常规离子渗氮（2）	0.50	2 647
	盐浴硫氮碳共渗	0.20	2 430
	气体氮碳共渗	0.20	2 381
	调质态	—	1 500
45	离子渗氮	0.50	1 586
	气体氧碳共渗	0.30	1 725
	盐浴硫氮碳共渗	0.20	1 566
4Cr5MoVSi	离子渗氮	0.09	4 145
	气体氮碳共渗	0.09	3 900
	盐浴硫氮碳共渗	0.09	4 028

6）渗层的抗磨损性能 在磨粒磨损的情况下，经热处理的钢材耐磨性与硬度之间存在直线关系，与渗层深度、组织也有关系。在冲击负荷较小时，一般可用硬度作为判断耐磨性的依据。当冲击负荷大到一定值后提高耐磨性除要求高硬度外，还必须考虑强度与韧性的影响。

通常硫氮碳共渗或气体氮碳共渗处理的碳素钢或合金结构钢表面硬度达600~700HV，且渗层较浅（<0.3 mm），在0.1~0.2 mm渗层处硬度下降较快，一般400~500HV。而气体渗氮、离子渗氮处理的合金钢，表面硬度达950~1 000HV，而且渗层较深，可达0.4~0.6 mm（甚至达0.5~0.8 mm），硬度梯度下降平缓，因此可以判定气体渗氮或离子渗氮层抗磨粒磨损性能比氮碳共渗或硫氮碳共渗好。

7）抗黏着磨损性能 防止或减轻黏着磨损的有效方法是摩擦副不接触或改变接触表面物理化学特性，提高抗拉毛、擦伤能力，使不易发生粘着。而渗氮、氮碳共渗、硫氮碳共渗、渗硫等方法都使金属表层形成一层化合物，且增加抗拉毛、擦伤性能。尤其硫氮碳共渗，提高抗拉毛擦伤性能比离子渗氮更显著。

3 钢的高温化学热处理

钢的高温化学热处理也称在奥氏体状态下的化学热处理。属于此类工艺的有渗碳、碳氮共渗、渗硼、渗铝、渗其他金属和金属的复合渗。

3.1 渗碳和碳氮共渗

渗碳和碳氮共渗以及随后的淬火和低温回火可在钢表面获得较深的渗层，并经淬火、回火后得到硬的高碳马氏体或含碳氮的马氏体组织，从而提高耐磨性、疲劳和接触疲劳抗力，延长零件使用寿命。两种工艺在汽车零件的热处理中有十分广泛的应用。

钢件渗碳温度通常在900~950℃范围，常用渗碳温度为920~930℃。根据零件的服役条件和承受的负荷大小，渗碳工艺有浅层（0.1~0.3 mm）、一般（0.5~1.8 mm）和深层（2~2.5 mm）之分。

钢件在830~880℃温度施行0.6~0.8 mm渗层的碳氮共渗可获得与高温渗碳同样的渗层，但由于温度相对低、工件

畸变较小、还有节能效果，因此在较浅渗层的情况下用碳氮共渗代替渗碳是十分有利的。钢件最常用的碳氮共渗温度是850～860℃。

3.1.1　适用的钢种和零件

适宜于渗碳和碳氮共氮的钢种有含碳（质量分数）0.10%～0.30%的碳素结构钢、合金结构钢。有时某些高速工具钢要求渗碳，一些含铬轴承钢要求碳氮共渗。施行渗碳的典型零件有汽车、拖拉机、战车、各类发动机、轧钢机齿轮，石油地质钻探零件和工具，建筑、工程和矿山机械易磨损零件等。要求施行碳氮共渗的典型零件有小模数齿轮、轻载传动易磨损件和仪器仪表零件等。

3.1.2　设备

（1）井式渗碳炉

带风扇、可密封炉罐和气流循环导向马弗的电阻炉或用气体燃料加热的燃烧炉。炉温控制精度±2℃，在有效加热区内的温度均匀性±7℃，最高加热温度950℃。

（2）密封多用炉

由加热室、前室、淬火槽、进出料机构组成，加热室带风扇、淬火槽带搅拌机构，全部密封在一起的炉子。和井式炉比较的优点是可在气体保护条件下入油槽淬火，避免与空气接触时工件的氧化。最高加热温度950℃，控温精度±2℃，有效加热区内的温度均匀性±7℃。

（3）推杆式连续渗碳炉

由前室、加热区、渗碳区、扩散区、后室、淬火槽诸部分构成。加热、渗碳和扩散区设有风扇，淬火槽设有油搅拌器。工件装于料盘，料盘成列由推料器推动。最高加热温度950℃，控温精度和温度均匀性与多用炉相同。

（4）网带式连续炉

由加热炉、链轮传动的耐热钢网带和淬火槽构成。工件置于网带上传输，在炉子一端渗完碳后通过导管落入淬火油（盐浴）中冷却。用于中、小型工件的渗碳或碳氮共渗淬火。

（5）辊底式炉

在连续式渗碳炉中，工件放在用水冷却的辊子上传输，一般用于尺寸较大的工件，如铁路车辆轴承。

（6）清洗机

渗碳和碳氮共渗件在油中淬火后要先把表面油污清洗干净烘干后，才能进入回火炉回火。一般用加热到70～80℃的10%Na_2CO_3溶液以先喷淋后浸入液槽方式清洗，随后经热水冲洗净后用热风吹干。清洗机一般都和渗碳炉匹配置于生产线上。

（7）回火炉

钢件渗碳或碳氮共渗、淬火、清洗后送入180～200℃的带有风扇的箱形或贯通式回火炉中回火。回火炉置于多用炉或连续炉生产线上。

（8）装卸料机

多用在密封多用炉生产线上，在轨道上移动，按工序要求和渗碳淬火炉、或清洗机、或回火炉对接，靠机上的软链把装有工件的料盘推进相应的设备或从这些设备拉出。

（9）温度控制

用WRN－K型镍铬－镍硅热电偶和测量、记录，自动温度调节器使炉温按精度和炉温均匀性要求控制在相应的范围内。

（10）炉气（碳势）控制

用红外线控制炉气中的CO_2或CO_2与CH_4，目前多用氧探头通过测量控制炉气氧势的方法来间接控制碳势，可使炉气碳势控制在±0.05%（质量分数）范围内。

3.1.3　渗碳、淬火、回火工艺

（1）渗碳方式

钢的渗碳方式有气体法、盐浴法、固体法、膏剂法、等离子法、低压法、电解法等。当前应用最多的是气体法、低压和低压等离子渗碳有很大的发展前景。气体渗碳的气体种类和组成列于表3.3-22。

表 3.3-22　渗碳气氛的种类和成分

气氛种类	制备气氛的化学反应	气体组成（体积分数）/%						分类号（JB/T 9208）
		CO_2	CO	H_2	CH_4	H_2O	N_2	
吸热式气氛								
甲烷制备	$CH_4+2.38$空气$\rightarrow CO+2H_2+1.88N_2$ 用添加的CH_4作富化气	微量	20.7	38.7	0.8	露点－4～－20℃	39.8	XQ20
丙烷制备	$C_3H_8+7.14$空气$\rightarrow 3CO+4H_2+5.64N_2$ 用添加的C_3H_8作富化气	微量	23	32	0.4	微量	39.8	XQ20
丁烷制备	$C_4H_{10}+9.52$空气$\rightarrow 4CO+5H_2+7.52N_2$ 用添加的C_3H_8作富化气	微量	25	33	0.4	微量	39.8	XQ20
滴注式气氛								
甲醇＋乙酸乙酯	$CH_3OH\rightarrow CO+2H_2$ $CH_3COOC_2H_5\rightarrow 2CO+4H_2+2[C]$	微量	33	66	微量	微量	—	YLQ21
甲醇＋丙酮	$CH_3OH\rightarrow CO+2H_2$ $CH_3COCH_3\rightarrow CO+3H_2+2[C]$	微量	33	66	微量	微量	—	YLQ21
甲醇＋煤油	以甲醇裂解气 $CH_3OH\rightarrow CO+2H_2$ 为稀释气、煤油裂解气为渗碳气体	—	—	—	—	—	—	YLQ21
合成气氛								
甲醇、乙酸乙酯和氮气混合入炉	$CH_3OH\rightarrow CO+2H_2$ $CH_3COOC_2H_5\rightarrow 2CO+4H_2+2[C]$	≈0.4	15～20	35～40	≈0.3	微量	38～40	DQ20
直生式气氛								
甲烷和空气混合直接通入炉内裂解	$CH_4+2.38$空气$\rightarrow CO+2H_2+1.88N_2$	微量	≈20	≈40	微量	微量	～40	XQ21

（2）钢件渗碳前的准备

1）预备热处理　为了改善钢的切削加工性，使心部组织均匀，减少渗碳淬火后的变形，渗碳前钢坯应施行正火或正火＋回火处理，以获得粒状或细片状珠光体＋少量铁素体或索氏体组织。各种渗碳钢的预备热处理工艺、显微组织和硬度列于表3.3-23。

2）非渗碳部位的局部防渗　钢件的各种局部防渗措施列于表3.3-24。

表3.3-23　渗碳钢预备热处理工艺

钢　种	预备热处理工艺规范	显微组织	硬度 HBS
10、20	890～900℃正火	铁素体＋片状珠光体	130～190
15CrA、20CrA	880℃正火	铁素体＋珠光体	≤179
12CrNi3A、12Cr2Ni4A	890℃正火，650～680℃回火空冷	粒状珠光体＋铁素体	160～255
20CrMnTi、20CrMn2TiB、20CrMo、20CrV	950～970℃正火	片状珠光体＋铁素体	190～220
20CrNi3A、20Cr2Ni4A	880～940℃正火，650～680℃回火空冷	粒状珠光体＋少量铁素体	≤240
18Cr2Ni4WA			190～270
14CrMnSiNi2MoA			≤235
20Cr2Ni4A、18Cr2Ni4WA（锻造坯料晶粒粗大时）	610℃±20℃，6～12 h 回火空冷，920℃±20℃，4～6 h 正火，680℃±20℃，4～6 h 回火空冷	粒状珠光体＋少量铁素体	220～280

表3.3-24　非渗碳面防护方法

方　法	要　求		备　注
镀铜保护法	渗碳层深度/mm	镀铜层厚度/μm	镀铜层应致密、无孔、无划伤。渗碳温度不应高于1 050℃
	0.8～1.2 ＞1.2	30～40 50～70	
预留加工余量法	把非渗碳面加工余量加大到渗碳层厚度的2～2.5倍，渗碳后先经过切削加工，将不需要渗碳面上的渗层切削掉，然后再进行淬火回火处理		该法省去镀铜工序，可去除因长时间渗碳所引起的零件畸变
涂料防护法	1）石英砂85%～90%，硼砂1.2%～2%，滑石粉10%～15%		用水玻璃调匀后使用
	2）A组　铬酸钾12%，烧碱7%，碳酸钾4%，水玻璃77% B组　石英粉80%，高岭土20%		将A、B组分别混合均匀，再按1:1比例调配成糊状涂刷
	3）滑石粉66%，高岭土34%		用水玻璃调匀，涂两次
	4）石英砂44%，粘土40%，硼砂13%，亚硝酸钠3%		用水玻璃调匀，涂两次
	5）铅丹4%，氧化铝8%，滑石粉16%，水玻璃余量		调匀后涂两次
	6）氧化硼37%，二氧化钛5%，氯化铜8%，甲苯40%，聚苯乙烯10%		先将甲苯与聚苯乙烯混合，再加入其他成分，调成胶状，浸或刷涂

（3）渗碳淬火回火工艺

1）渗碳温度　渗碳温度影响扩散速度及渗碳层表面碳浓度和浓度分布。提高渗碳温度可增加渗层深度和缩短渗碳时间，同时降低表面碳浓度，碳浓度分布趋于平缓，但提高温度受渗碳钢晶粒长大和热处理炉加热元件寿命等因素限制。目前常用的渗碳温度是880～930℃。要求浅渗层的小型精密件，应采用较低的渗碳温度，以使渗碳层均匀，并减少畸变；对于深层渗碳，温度可以提高，以缩短渗碳时间。真空渗碳和真空离子渗碳温度可提高到950～1 050℃。

2）渗碳时间　渗碳时间主要影响渗层深度和碳浓度梯度。在温度一定的情况下，渗层深度 σ 与时间 τ 关系服从抛物线规律，可用下述公式计算

$$\delta = A\sqrt{\tau}$$

式中，A 称为渗碳因子，其值随渗碳温度不同而不同，在875℃、900℃、925℃时；A 值分别为0.45、0.54、0.63。

920℃渗碳时，渗碳时间可参照表3.3-25进行估算。

在实际生产中，每炉应装入与零件钢种相同的试件或试样，根据抽检试件或试样的渗碳深度来确定渗碳保持时间。

表3.3-25　渗碳层深度与渗碳速度关系（920℃）

渗碳层深度/mm	渗碳速度/$mm \cdot h^{-1}$
＜0.5	0.15～0.25
0.5～1.5	0.10～0.20
＞1.5	0.05～0.12

（4）渗碳后的热处理

常用结构钢的渗碳、淬火、回火工艺列于表3.3-26。钢件渗碳后可能采取的各种热处理工艺列于表3.3-27。

表 3.3-26 常用结构钢的渗碳、淬火、回火热处理规范及性能

钢 号	渗碳温度	淬 火		回 火		表面硬度 HRC
		温度/℃	介质	温度/℃	介质	
10	920 ~ 940	890 + 780（二次）	水	—	—	62 ~ 65
15	920 ~ 940	760 ~ 800	水	160 ~ 200	—	—
20	920 ~ 940	770 ~ 800	水	160 ~ 200	—	—
25	920 ~ 940	—	—	—	—	—
20Mn	910 ~ 930	770 ~ 800	水	160 ~ 200		58 ~ 64
20Mn2	910 ~ 930	810 ~ 890	油	150 ~ 180	空气	≥55
15MnV	900 ~ 940	降至 820 ~ 840	油	180 ~ 220	空气	≥55
20MnV	900 ~ 940	800 ~ 840	油	160 ~ 200	空气	≥56
20Mn2B	910 ~ 930	800 ~ 830	油	150 ~ 200	空气	≥57
25MnTiB	930	降至 830 ~ 860	油	180 ~ 200	空气	≥58
20Mn2TiB	930 ~ 950	降至 830 ~ 860	油	180 ~ 200	空气	56 ~ 62
23SiMnVB	920 ~ 940	860 ~ 880	油	180 ~ 200	空气	56 ~ 61
23SiMn2Mo	930	850 + 780（二次）	油	180	空气	≥58
24SiMnMoVA	900 ~ 940	840 ~ 860	油	160 ~ 200	空气	≥58
15SiMn3MoA	930	760 ~ 800	油	150 ~ 180	空气	≥58
12SiMn2WVA	930	780 ~ 800	油	160 ~ 180	空气	≥58
15Cr	900 ~ 930 900 ~ 930	780 ~ 820 降至 870	油 油	170 ~ 190 180 ~ 200	空气	≥56 ≥54
20Cr	920 ~ 940	770 ~ 820	油或水	160 ~ 200	油或空气	58 ~ 64
20CrV	920 ~ 940	770 ~ 820	水或油	180 ~ 200	—	—
20CrMo	920 ~ 940	810 ~ 830	油或水	160 ~ 200	—	58 ~ 64
25CrMo	920 ~ 940	770 ~ 810	—	160 ~ 200	—	—
15CrMn	920 ~ 940	780 ~ 920	—	160 ~ 200	—	—
20CrMn	910 ~ 930	810 ~ 830	—	180 ~ 200	—	—
15CrMnMo	900 ~ 920	780 ~ 800	油	180 ~ 200	空气	≥53
20CrMnMo	900 ~ 930	810 ~ 830	油	180 ~ 200	空气	58 ~ 63
20Cr2Mn2Mo	920 ~ 940	870 ~ 880 810 ~ 830	油 油	620 ~ 650 160 ~ 180	— —	— —
20CrMnTi	920 ~ 940 920 ~ 940	降至 820 ~ 850 830 ~ 870	油 油	180 ~ 200 180 ~ 200	空气 空气	— 56 ~ 63
20CrNi	900 ~ 930	800 ~ 820	油	180 ~ 200	—	58 ~ 63
12CrNi2A	900 ~ 940	810 ~ 840	油	150 ~ 200	油或空气	≥56
12CrNi3A	900 ~ 920	810 ~ 830	油	150 ~ 200	空气	≥58
12Cr2Ni4A	900 ~ 930	770 ~ 800	油	160 ~ 200	空气	≥60
20Cr2Ni4A	900 ~ 930 900 ~ 950	780 ~ 820 810 ~ 830	油 油	160 ~ 200 150 ~ 180	空气 空气	≥58 ≥58
18Cr2Ni4WA	900 ~ 940	840 ~ 860	油	150 ~ 200	空气	≥56
20CrNiMo	920 ~ 940	780 ~ 820	油	180 ~ 200	空气	58 ~ 65
20Ni4Mo	930	780 ~ 840	油	150 ~ 180	空气	≥56
20Cr2Mn2SiMoA	920 ~ 950	降至 890 810 ~ 830	油 油	600 ~ 620 150 ~ 180	空气 空气	≤269 58 ~ 60

表 3.3-27　渗碳件常用热处理工艺及适用范围

序号	热处理工艺	组织及性能特点	适用范围
1	直接淬火低温回火	不能细化钢的晶粒。工件淬火变形较大，合金钢渗碳件表面残留奥氏体量较多，表面硬度较低	操作简单，成本低廉用来处理对变形和承受冲击载荷不大的零件，适用于气体渗碳和液体渗碳工艺
2	预冷直接淬火，低温回火淬火温度800～850℃	可以减少工件淬火畸变，渗碳层中残留奥氏体量也可稍有降低，表面硬度略有提高，但奥氏体晶粒没有变化	操作简单，工件氧化，脱碳及淬火畸变均较小。广泛用于细晶粒钢制造的各种工件
3	一次加热淬火，低温回火渗碳温度820～850℃或780～810℃	对心部强度要求高者，采用820～850℃淬火，心部组织为低碳马氏体；表面要求硬度高者，采用780～810℃加热淬火可以细化晶粒	适用于固体渗碳后的碳钢和低合金钢工件。气体、液体渗碳的粗晶粒钢，某些渗碳后不宜直接淬火的工件及渗碳后需机械加工的零件
4	渗碳、高温回火，一次加热淬火，低温回火渗碳温度840～860℃	高温回火使马氏体和残留奥氏体分解，渗层中碳和合金元素以碳化物形式析出，便于切削加工及淬火后渗层残留奥氏体减少	主要用于Cr－Ni合金钢渗碳工件
5	二次淬火低温回火	第一次淬火（或正火），可以消除渗层网状碳化物及细化心部组织。第二次淬火主要改善渗层组织但对心部性能要求较高时，应在心部Ac_3以上淬火	主要用于对力学性能要求很高的重要渗碳工件，特别是对粗晶粒钢。但在渗碳后需进行两次高温加热，使工件畸变及氧化脱碳增加，热处理过程较复杂
6	二次淬火冷处理低温回火	高于Ac_1或Ac_3（心部）的温度淬火，高合金钢表层残留奥氏体较多，经冷处理（－80～－70℃）促使奥氏体转变，从而提高表面硬度和耐磨性	主要用于渗碳后不需要机械加工的高合金钢工件
7	渗碳后感应加热淬火低温回火	可以细化渗层及靠近渗层处的组织。淬火畸变小，不允许硬化的部位（如齿轮轴孔，轮辐上的螺纹孔等）不需预先防渗	各种齿轮及轴类件

(5) 渗碳件的质量检查

钢件渗碳淬火回火后的质量检查内容和方法列于表3.3-28。

表3.3-28 渗碳件质量检查

检查项目	检查内容及方法	备注
外观检查	表面有无腐蚀或氧化	
工件畸变	检查工件的挠曲畸变、尺寸及几何形状的变化	根据图样技术要求
渗层深度	宏观测量：打断试样，研磨抛光，用硝酸酒精溶液侵蚀直至显示出深棕色渗碳层；用带有刻度尺的放大镜测量；显微镜测量：渗碳后缓冷试样，磨制成显微试样，根据有关标准规定，测量至规定的显微组织处。例如测至过渡区作为渗碳层深度等	在渗碳淬火后进行
硬度	包括渗层表面，防渗部位及心部硬度。一般用洛氏硬度HRC标尺测量	在淬火后检查
金相组织	渗层碳化物的形态及分布，残留奥氏体数量，有无反常组织，心部组织是否粗大及铁素体是否超出技术要求等，一般在显微镜下放大100倍观察	按技术要求及标准进行

(6) 渗碳件常见缺陷及防止措施（见表3.3-29）

表3.3-29 渗碳件常见缺陷及防止措施

缺陷形式	形成原因及防止措施	返修方法
表层粗大块状或网状碳化物	渗碳剂活性太高或渗碳保温时间过长 降低渗剂活性，当渗层要求较深时，保温后期适当降低渗剂活性	1) 在降低碳势气氛下延长保留时间，重新淬火 2) 高温加热扩散后再淬火
表层大量残留奥氏体	淬火温度过高，奥氏体中碳及合金元素含量较高；降低渗剂活性，降低直接淬火或重新加热淬火的温度	1) 冷处理 2) 高温回火后，重新加热淬火 3) 采用合适的加热温度，重新淬火
表面脱碳	渗碳后期渗剂活性过分降低，气体渗碳炉漏气，液体渗碳时碳酸盐含量过高，在冷却罐中及淬火加热时保护不当，出炉时高温状态在空气中停留时间过长	1) 在活性合适的介质中补渗 2) 喷丸处理（适用于脱碳层≤0.02 mm时）
表面非马氏体组织	渗碳介质中的氧向钢中扩散，在晶界上形成Cr、Mn等元素的氧化物，致使该处合金元素贫化，淬硬性降低，淬火后出现黑色网状组织（托氏体） 控制炉内介质成分，降低氧的含量，提高淬火冷却速度；合理选择钢材	提高淬火温度，适当延长淬火加热保温时间，使奥氏体均匀化，并采用较快淬火冷却速度
反常组织	当钢中含氧较高（沸腾钢），固体渗碳时渗碳后冷却速度过慢，在渗碳层中出现先共析渗碳体网的周围有铁素体层，淬火后出现软点	提高淬火温度或适当延长淬火加热保温时间，使奥氏体均匀化，并采用较快淬火冷却
心部铁素体过多	淬火温度低，或重新加热淬火保温时间不够	按正常工艺重新加热淬火
渗层深度不够	炉温低，渗剂活性低，炉子漏气或渗碳盐浴成分不正常 加强炉温校验及炉气成分或盐浴成分的监测	补渗
渗层深度不均匀	炉温不均匀，炉内气氛循环不良；升温过程中工件表面氧化；炭黑在工件表面沉积；工件表面氧化皮等没有清理干净；固体渗碳时渗碳箱内温差大及催渗剂拌和不均匀	报废或降级使用
表面硬度低	表面碳浓度低或表面脱碳；残留奥氏体量过多，或表面形成托氏体网	1. 表面碳浓度低者可进行补渗 2. 残留奥氏体多者可采用高温回火或淬火后补一次冷处理消除残留奥氏体 3. 表面有托氏体者可重新加热淬火
表面腐蚀和氧化	渗剂中的硫或硫酸盐，催渗剂在工件表面熔化；液体渗碳后工件表面粘有残盐、氧化皮、工件涂硼砂重新加热淬火等均引起腐蚀 工件高温出炉不当均引起氧化 应仔细控制渗剂及盐浴成分，对工件表面及时清理及清洗	报废
开裂	渗碳后慢冷时组织转变不均匀所致，如18CrMnMo钢渗碳后空冷时，在表层托氏体下面保留了一层未转变的奥氏体，后者在随后的冷却过程中或室温停留过程中转变为马氏体，使渗层完成共析转变，或加快冷却速度，使渗层全部转变为马氏体+残留奥氏体	报废

3.1.4 碳氮共渗淬火，回火工艺

(1) 碳氮共渗方式

钢的碳氮共渗方式有气体法、盐浴法、固体法、膏剂法和等离子法等。在大批量生产条件下，应用最多的是气体法。表3.3-30所列为气体碳氮共渗用的渗剂，在炉内裂解时的化学反应、生成的气体组成。

(2) 钢件碳氮共渗前的准备

钢件共渗前的预备热处理和局部防渗处理和渗碳完全相同。

表 3.3-30 气体碳氮共渗的渗剂，化学反应

序号	渗剂	裂解反应	气体组成(体积分数)/%			
			CO	H_2	N_2	NH_3
1	吸热式气 + NH_3	$CH_4 + 2.38$ 空气 $\longrightarrow CO + 2H_2 + 1.88N_2$	约 20	约 40	约 40	占总量的 10 ~ 15
		$C_3H_8 + 7.14$ 空气 $\longrightarrow 3CO + 4H_2 + 5.64N_2$	约 23	约 36	约 40	
		$2NH_3 \longrightarrow 3H_2 + 2[N]$				
2	甲醇 + 三乙醇胺	$CH_3OH \longrightarrow CO + 2H_2$	约 33	约 66	—	
		$2(C_2H_5O)_3N \longrightarrow 4CH_4 + 6CO + 7H_2 + 2[C] + 2[N]$	约 23.5	约 35.2	约 41	
3	甲醇 + 尿素	$CH_3OH \longrightarrow CO + 2H_2$	约 33	约 66	—	
		$(NH_2)_2CO \longrightarrow CO + 2H_2 + 2[N]$	约 33	约 66	—	
4	甲醇 + 甲酰胺	$CH_3OH \longrightarrow CO + 2H_2$	约 33	约 66	—	
		$2HCONH_2 \longrightarrow CO + H_2 + H_2O + [C]$	约 33	约 33	约 33	

(3) 钢件碳氮共渗工艺参数

1) 共渗温度　碳氮共渗温度取决于零件材料、要求的渗层深度及性能。一般碳氮共渗温度可在 830 ~ 880℃范围内选择。常用共渗温度为 830 ~ 850℃。共渗温度高、渗透快，渗层碳含量增高，氮含量降低。共渗温度高，钢件淬火后淬硬层中的残留奥氏体多，表层硬度低，工件畸变大。

2) 共渗时间　碳氮共渗时间取决于共渗温度、渗层深度、零件材料、介质、炉子类型、装炉量。渗层深度 δ 与时间 τ 的关系符合抛物线规律，可按下式计算

$$\delta = k\sqrt{\tau}$$

式中 k 为共渗温度为 860℃时的常数，依钢种而异。20 钢 k 值为 0.28，20Crk 值为 0.38，20CrMnTik 值为 0.32，40Crk 值为 0.37。

3) 滴注式气体碳氮共渗工艺　滴注式气体碳氮共渗通常在井式炉中施行，共渗过程一般分排气、共渗、降温三阶段。其具体工艺和特点见表 3.3-31。

表 3.3-31 碳氮共渗工艺方法及特点

方法	工艺曲线	作用	备注
一段碳氮共渗	温度/℃ 保温 炉冷 缓冷 t/h 一段碳氮共渗	零件装炉后尽快排除炉内氧化性气氛	一般采用共渗剂进行排气；在含氮碳化合物作渗剂，可用煤油或三乙醇胺排气，以避免工件表面碳氮浓度过高和形成大块状化合物
		保温阶段是碳氮原子被工件表面吸附并向内扩散过程，渗剂供给量较升温阶段稍有降低，要控制渗层内氮浓度，减少淬火后残留奥氏体含量	根据炉子大小确定共渗剂供给量，炉子愈大，换气次数愈少，采用含氮碳化合物渗剂时，应预先按一定比例混合均匀，然后通过滴注器或注射泵注入炉内，炉内气氛的碳氮势可以通过调节滴注器的滴入量和泵的注入速度来控制
两段碳氮共渗	温度/℃ 保温 扩散 冷却 t/h 两段碳氮共渗	升温排气后共渗前期温度较高（如 860 ~ 880℃），供给大量煤油，保证炉内有较高碳势，同时供给一定量氨气	因为氮的渗入使过冷奥氏体稳定性增加，故允许用冷却能力较弱的淬火介质如油，形状复杂的零件也可采用盐浴分级淬火，由于微量氮的渗入降低了渗层奥氏体化温度，这样即使在 860 ~ 880℃下碳的渗入仍很快，并能保持一定氮浓度
		共渗第二阶段共渗温度较低（830 ~ 840℃），此时供给大量氨气并减少煤油供给量 碳氮共渗一般采用预冷直接淬火或分级淬火	共渗第二阶段主要使氮渗入并向内层扩散 共渗后直接淬火可减少工件畸变

(4) 碳氮共渗后的淬火回火

钢件碳氮共渗后通常施行直接的淬火回火。当碳氮共渗温度偏高（高于 850℃）时，共渗后经适当预冷再淬火，能减少表面淬硬层中的残留奥氏体，保持表层的高硬度。共渗后淬火、回火的具体工艺主要取决于钢种、工件畸变和力学性能要求。表 3.3-32 所列为常用结构钢碳氮共渗淬火回火工艺，而各种渗后热处理工艺类型及适用范围列于表 3.3-33。

表 3.3-32 常用结构钢碳氮共渗处理规范及性能

钢号	渗碳共渗温度/℃	淬火		回火		表面硬度 HRC
		温度/℃	介质	温度/℃	介质	
10	830 ~ 850	770 ~ 790	水，油	180	空气	
15	830 ~ 850	770 ~ 790	水，油	180	空气	
20	830 ~ 850	770 ~ 790	水，油	180	空气	
20Cr	830 ~ 850	780 ~ 820	油	180	空气	58 ~ 60

续表 3.3-32

钢　　号	渗碳共渗温度/℃	淬　　火		回　　火		表面硬度 HRC
		温度/℃	介质	温度/℃	介质	
20Mn2B	880	850	油	180	空气	≥56
20CrMnTi	860 ~ 880	850	油	180	空气	58 ~ 64
25MnTiB	840 ~ 860	降至 800 ~ 830	碱浴	180 ~ 200	空气	≥60
24SiMnMoVA	840 ~ 860	降至 820 ~ 840	油	160 ~ 180	空气	≥59
40Cr	830 ~ 850	直接	油	140 ~ 200	空气	≥48
15CrMo	830 ~ 860	780 ~ 830	油或碱浴	180 ~ 200	空气	≥55
20CrMnMo	830 ~ 860	780 ~ 830	油或碱浴	160 ~ 200	空气	≥60
12CrNi2A	830 ~ 860	直接	油	150 ~ 180	空气	≥58
12CrNi3A	840 ~ 860	直接	油	150 ~ 180	空气	≥58
20CrNi3A	820 ~ 860	直接	油	150 ~ 180	代气	≥58
30CrNi3A	810 ~ 830	直接	油	160 ~ 200	空气	≥58
12Cr2Ni4A	840 ~ 860	直接	油	150 ~ 180	空气	≥58
20Cr2Ni4A	820 ~ 850	直接	油	150 ~ 180	空气	≥58
20CrNiMo	820 ~ 840	直接	油	150 ~ 180	空气	≥58
20Ni4Mo	820	直接	油	150 ~ 180	空气	≥56

表 3.3-33　碳氮共渗后的热处理工艺及适用范围

序　号	热处理工艺	特点及适用范围	工 艺 简 图
1	从共渗温度直接水淬，低温回火	工艺简单，是最普遍应用的热处理方式，适宜于中、低碳钢或低碳低合金钢。只适宜于液体碳氮共渗或井式炉碳氮共渗，不适于密封箱式炉或连续式作业炉碳氮共渗	温度/℃ 水淬（水或碱水） 低温回火 (160～200) 2～3 O 时间/h
2	从共渗温度直接油淬，低温回火	工艺简单，是最普遍应用的热处理方式，适用于合金钢淬火，适合于各种炉型进行碳氮共渗后的直接淬火	温度/℃ 低温回火 油淬 (160～200) 2～3 O 时间/h
3	从共渗温度直接分级淬火，低温回火	淬火油可以在 40 ~ 105℃的温度范围内使用，对要求热处理畸变小的零件，可以采用闪点高的油在较高油温淬火，对畸变要求高的合金钢制零件，也可以采用盐浴淬火	温度/℃ 热油或 碱浴、盐浴低温回火 (160～200) 2～3 O 时间/h
4	直接气淬	细小工件，采用气淬，可减小畸变，降低成本，但应仔细装炉，以便气淬时气流冷却均匀	温度/℃ 气淬 O 时间/h

续表 3.3-33

序号	热处理工艺	特点及适用范围	工艺简图
5	一次加热淬火	适用于因各种原因不宜直接淬火，或共渗后尚需机械加工等情况，淬火前的加热应在脱氧良好的盐炉或带保护气氛的加热设备中进行	温度/℃；空冷或罐冷；800～860；低温回火；O；时间/h
6	从共渗温度直接淬火冷处理	适用于含 Cr、Ni 较多的合金钢，如 12CrNi3A，20Cr2Ni4A 及 18Cr2Ni4WA 等，-70～-80℃的冷处理可减少残留奥氏体，使表面硬度达到技术要求	温度/℃；直接淬火；低温回火；O；(-70～-80)；时间/h
7	从共渗温度在空气中或冷却井中冷却，高温回火，重新加热淬火后低温回火	同上，共渗后需机械加工者，也可用高温回火代替水冷处理，以减少残留奥氏体，高温回火应在生铁屑或保护气氛中进行	温度/℃；回火 (620～650)；(800～820)；低温回火；O；时间/h

(5) 钢件碳氮共渗淬火、回火后的质量检查

质量检查内容和渗碳基本相同。其中包括外观、硬度、有效硬化层深度。因碳氮共渗层线，测量表面硬度时应选较小的载荷。硬度检测方法可按 GB/T 230 标准规定。JB/T 3999 对共渗件淬火、回火的表面硬度偏差作了规定；单件重要工件≤3HRC，同一炉次工件≤5HRC；对一般工件单件≤4HRC，同一炉次≤7HRC。对淬硬层深度的偏差要求：单件 < 0.1 mm，同炉次 < 0.2 mm。

除以上检查内容外，对碳氮共渗、淬火、回火钢件还要注意渗层中的黑色组织。共渗层中的黑色组织已公认是空洞、大块或小块密集空洞会降低表层硬度，从而降低零件耐磨性、抗疲劳和接触疲劳能力。

(6) 常见缺陷及预防措施（表 3.3-34）

表 3.3-34 钢件碳氮共渗淬火、回火缺陷及预防措施

缺陷名称	产生原因	预防与补救措施
表面硬度不足	1）渗层浓度偏低，淬火后马氏体中碳的过饱和度小，甚至不能得到马氏体组织 2）因出现网状托氏体或黑色组织使其周围基体中碳及合金元素浓度不足，使淬透性降低，淬火后出现托氏体组织，导致硬度不足 3）渗碳后冷却或淬火时，表面发生脱碳，淬火后因出现非马氏体组织而使表面硬度降低 4）淬火加热温度过高或过低，淬火介质选择不当或淬火介质温度太高 5）因表面碳浓度过高或是淬火温度过高，致使表面残留奥氏体增多	控制好炉气碳势（碳氮势）；经常校正炉温，保持正常渗碳温度；经常检查炉内压力和渗剂滴量，防止炉子漏气；根据不同装炉量调节滴量，要保证炉气流畅，不使其积存炭黑。可进行补渗 见本表的“表面网状托氏体组织”及“黑色斑点组织” 渗碳后冷却时在冷却罐中加入少量渗碳剂，以防氧化脱碳；淬火加热时要采取保护措施或在盐炉中加热。可进行补渗，当脱碳层小于 0.02 mm 时可磨削掉 正确制订淬火工艺，避免操作差错。可在高温回火后重新淬火 控制好碳势，降低淬火加热温度。淬火后进行冷处理或高温回火后重新淬火补救
表层网状或粗大块状、爪状碳化物	渗碳时碳（氮）势太高，扩散时间短，使渗层碳氮浓度过高 渗碳后冷却速度太慢或直接淬火时预冷时间过长，致使碳（氮）化物沿奥氏体晶界析出	控制好碳势，调整好渗碳与扩散时间的比例 渗碳后在冷却罐中冷却时采用蛇形管通水加速冷却 采用直接淬火时要控制好预冷时间。补救方法是提高淬火加热温度或采用两次淬火，使块状和网状碳化物均溶入奥氏体中，淬火后可消除
渗碳层过深、不足或不均匀	渗层控制不当；渗碳温度太高，保温时间长，碳势过高；渗碳温度太低，保温时间短，碳势低 炉子密封不好，装炉量过多，零件表面不清洁，有锈斑、炭黑；炉温不均匀；零件之间的间隔太小	合理调整控制工艺参数，加强炉温校验 装炉量应适当，注意装夹具方法 定期清理炉内炭黑 渗碳前零件表面应清理干净 渗碳层不足可补渗

续表 3.3-34

缺陷名称	产生原因	预防与补救措施
表面网状托氏体组织	指经硝酸酒精侵蚀后在渗层内化合物周围及原奥氏体晶界上呈网状或花纹状的黑色网带 形成原因可能是由于含铬、锰及硅等合金元素被氧化（即内氧化），使奥氏体中合金元素贫化，降低了奥氏体的稳定性，而出现了黑色的奥氏体分解产物（托氏体等）；在碳氮共渗时，共渗温度偏低，炉气活性差，表面碳氮含量不足，奥氏体稳定性降低而出现黑色网状组织；在碳氮共渗后冷却缓慢，淬火加热过程中发生脱碳和脱氮也会出现黑色网状组织	控制炉气成分，降低氧的含量 注意炉子密封性，提高淬火冷却速度 合理选择钢种，在可能条件下使用少含 Cr、Mn、Ti 的钢种 碳氮共渗中氮浓度不应低于 0.1%。碳氮共渗内氧化主要发生在排气阶段，故应加速排气速度，将氨气干燥；适当减少共渗前期供氨量，增加后期供氨量，共渗时间较长时应减少供氨量。若黑色组织深度不超过 0.02 mm 时，可以增加一道磨削工序将其磨去，或进行表面喷丸处理
黑色斑点状组织	指在抛光未经侵蚀的碳氮共渗件中呈斑点状网状的黑色组织。一般出现在 0.1 mm 的表层内，这些斑点主要是由于大小不等的孔洞组成。它和网状托氏体常常相伴而生，可能是表层不稳定的高氮碳化合物分解转变的结果 当共渗介质中氨含量过多、共渗层表面含氮量大于 0.5%，共渗温度低，共渗时间长时，促使黑色斑点状组织出现	控制好氨的加入量（见网状托氏体缺陷）；提高共渗温度
心部硬度超差	心部硬度太高，一般是由于淬火温度偏高引起的 心部硬度偏低，钢种淬透性差，淬火时心部出现游离铁素体 淬火加热温度太低，铁素体未溶入奥氏体，淬火介质冷却能力不够	适当降低淬火温度 选择好渗碳钢种，适当提高淬火加热温度，淬火介质温度不能太高 补救方法：可重新加热淬火
零件畸变与开裂	畸变与开裂可以发生在渗碳过程中，也可发生在淬火过程中 因操作原因产生的有：渗碳装炉及夹具选择不当；合金渗碳钢在渗碳后空冷时表层组织为托氏体+碳化物，而在次表层会出现淬火马氏体组织，使表面因拉应力而产生裂纹；渗层碳浓度和厚度分布不均匀或出现大块状和网状碳化物，在淬火中易畸变或开裂；淬火温度过高，或返修次数太多；淬火方法和加热方法不对 因零件形状复杂，厚薄不均，局部渗碳以及渗层与心部成分组织差异导致畸变或开裂	注意装炉方法，长杆零件要垂直吊挂，薄壁零件要垫平，零件夹具要平稳，位置要正 为避免合金钢渗后冷却开裂，应适当减慢冷速，使渗层发生共析转变，或加快冷速使表面得到马氏体+残留奥氏体。当表层出现网状或大块状碳化物时，应提高淬火加热温度 结构设计应力求简单对称 掌握渗碳件畸变规律，从机械加工方面加以调整

3.2 渗硼

渗硼是目前工业生产中常用的一种化学热处理工艺，碳钢及合金钢经渗硼处理后表面形成的硼化物层具有高硬度、高耐磨性以及抗高温氧化性能和抗蚀性能。适用于各种工模具、阀门、石油机械零件等。渗硼工艺已在机械、冶金、石油、矿山、化工等工业部门广泛应用，其使用寿命均得到不同程度的提高。

3.2.1 适用的钢种和零件

凡钢铁金属材料均可进行渗硼处理。

硼化物层的硬度很高且不受热处理的影响。一般材料渗硼后可作为某些耐磨、耐蚀材料的代用品。耐磨材料渗硼可进一步提高耐磨性能，应用于更重要的耐磨零件上。渗硼用钢应根据工件的服役条件而定。对于在重载条件下服役，基体强度要求高的工件或模具，应选用高强度钢，以更好地发挥高硬度和高耐磨性能硼化物层的作用。

碳钢及合金钢件渗硼后表面形成高硬度的硼化物层。其耐磨性能优异，摩擦系数小，广泛应用于矿山机械零件、石油钻机具的三牙轮钻头、牙爪轴承部位、拖拉机零件履带用的销等易磨损件。模具方面有冷冲、冷挤、冷镦模具。

渗硼零件具有对某些介质的抗蚀性能。渗硼与未渗硼的碳钢试片在 10%酸或碱水溶液中的腐蚀量列于表 3.3-35。除硝酸外，渗硼试片在其他介质中抗蚀能力均优于未经渗硼处理的试片。45 钢阀门密封件经渗硼处理可代替 2Cr13 不锈钢。

表 3.3-35 渗硼与未渗硼的碳钢试片在 10%酸碱水溶液中的腐蚀量 mg/cm²

	10% NaCl	10% NaOH	10% HCl	10% H_2SO_4	HNO_3	10% H_3PO_4
渗硼	0.001	0.000 04	0.1	0.1	147	0.5
未渗硼	0.1	0.003		24.2	147	0.3

硼化物层具有抗高温氧化性能及抗粘着性能，适用于各类模具。如无缝钢管拉拔模具、压铸模、热挤压模具均可用于渗硼处理。渗硼层的抗氧化性能与渗层厚度密切相关，渗层越厚，抗氧化温度越高。0.15~0.25 mm 厚的硼化物层抗氧化温度可达 800~850℃。

含硅钢渗硼后在硼化物层前沿易产生软带和疏松，因此除含硅钢外，几乎所有钢都可以渗硼，在大多数情况下，原定的热处理工艺在渗硼后也无须改变。一般来说，高碳钢渗硼脆性大，有些零件服役时会脆裂。对静载小、受冲击的耐磨件和模具宜选用中碳钢和中碳合金钢。有时，还可用中碳

低合金钢，甚至中碳钢渗硼代替 Cr12 和高速钢制做模具。例如高速钢滚轮内外圈挤压模用渗硼、淬火、回火的 40Cr 钢代替，由于心部韧性好，寿命提高 2.5 倍；Cr12MoV 钢制铝壳冷冲凹模改用 45 钢渗硼、淬火、低温回火，寿命提高 2 倍。

$Fe-Fe_2B$ 的共晶温度为 1 146℃，加入其他元素后，共晶温度还要降低，因此渗硼处理的钢，其淬火温度一般不允许高于 1 080℃。高速钢常规淬火温度高于此温度，一般不宜选作渗硼用钢。

铸铁、硬质合金、钛合金等渗硼后，硬度和耐磨性还能进一步提高，延长其使用寿命。

3.2.2　设备

（1）粉末渗硼设备

渗硼工件需装入用低碳钢或不锈钢制做的箱内，并埋入粉末渗硼剂中。渗硼箱应有盖，工件装箱后，盖周围缝隙用黄泥封死。加热炉的最高加热温度应为 1 100℃，可采用以 SiC、$MoSi_2$ 棒或高温 Fe－Cr－Al 丝作为发热体的电阻炉，或用煤气、天然气加热的燃烧炉。

（2）硼砂熔盐渗硼设备

熔盐在耐热不锈钢坩埚中加热，最高加热温度可到 1 050℃，为此应采用高温电阻炉或燃烧炉，炉温均匀性应保持在 ±15℃范围。

3.2.3　钢件渗硼前的预处理

1）脱脂　用酒精或汽油，或其他溶剂除去工件表面油污，用喷砂法除去表面严重锈迹，轻微锈迹不影响渗硼。

2）防渗　不需渗硼的钢件局部表面可用防渗硼涂料涂敷，也可用掺和粘合剂的 Al_2O_3 细粉涂敷。

3.2.4　渗硼剂

1）粉末渗硼剂　粉末渗硼剂由供硼剂、活化剂、填充剂组成。常用的粉末渗硼化学物质列于表 3.3-36。

表 3.3-36　常用的粉末渗硼化学物质

物质种类	品　名	粒　度	备　注
供硼剂	非晶质硼，碳化硼，无水硼砂，硼酐、硼酸、硼铁	0.154～0.080 mm（100～180 目）	—
活化剂	氟化钠、氟化钙、氟硼酸钾、氟硼酸钠、氟硅酸钠、氟铝酸钠、碳酸氢铵、碳酸钠	一般粉状	其中部分活化剂也有供硼作用
填充剂	碳化硅、氧化铝、活性碳、木炭	0.450～0.154 mm（40～100 目）	—

2）盐浴渗硼剂　盐浴渗硼剂由供硼剂、还原剂和活化剂组成。可做为还原剂的化学元素有：硅、钛、铝、锂、镁、钙、镧等（还原能力按排列顺序增加）。常用的渗硼盐浴成分列于表 3.3-37。

3.2.5　粉末渗硼工艺

（1）加热温度和保持时间

加热温度一般为 850～1 050℃，保持时间 3～6 h。

（2）工艺过程

1）装箱　渗箱可用低碳钢板或铸铁制作，但使用时间太短，而且生成的氧化铁皮太多，影响清理工作。经常进行渗硼处理，多次重复使用的渗箱，用不锈钢制作比较经济。根据多年来的经验，渗箱采用双层盖的结构较好，在两层盖之间可填充废渗剂，这样既有利于密封，又可避免密封材料潮湿渗剂，影响渗硼质量。

表 3.3-37　常用的渗硼盐浴成分

序号	化学物质	成分（质量分数）/%	序号	化学物质	成分（质量分数）/%
1	硼砂 铝 氟化钠	80 10 10	5	硼砂 碳化硼 碳化硅 氟硅酸钠 三氧化二硼 氯化钾	50 5 10 20 5 10
2	硼砂 碳化硅 氟化钠	70 20 10			
3	硼砂 稀土化合物 氟化钠	80 10 10	6	硼砂 碳化硅 氟化钠	70 20 10
4	硼砂 碳化硅 硅钙 碳酸钠 碳酸钾	80 8 5 3.5 3.5	7	硼砂 硼酐 碳化硅 硅钙 碳酸钠	40 25 10 5 20

尺寸大的工件，为了节省渗剂，可制作仿形渗箱。只渗内孔的大型工件，可以工件自身作为渗箱，渗后再进行外表面加工。为了减少渗剂用量，工件上大的内孔里可放置管、棒料占据空间。

固体渗硼的装箱方法与固体渗碳相近，工件与工件，工件与箱壁之间留有 10～20 mm 距离，应根据工件形状、尺寸而定。靠近箱盖一侧渗剂要增厚一些，不要少于 20 mm。为了便于清理，可在渗箱四周先垫一层纸，再放渗剂。

膏剂渗硼一般是装箱加热。国内近几年出现了保护层和自保护膏剂渗硼，不用装箱可直接在空气介质炉中加热，具有节能、节省渗箱和简化操作等优点。

2）加热　固体渗硼对加热设备没有特殊要求，可用一般的热处理加热炉，如箱式炉，井式炉等。对少量的渗硼件，装入渗箱内，可随正火件、淬火件、退火件和渗碳件同炉加热，但应注意满足渗硼温度和加热时间要求。

固体渗硼推荐在 600～700℃装炉，随炉升温。虽然也可以冷装炉，但是由于在 600℃以下多数渗剂不发生反应，渗箱中的残留空气在 600℃以下可能引起工件氧化，影响渗硼。

应根据所用钢种、工件的服役条件及渗后热处理要求，选用渗硼温度。

固体渗硼的保温时间取决于钢的成分，渗剂成分和要求的硼化物层厚度。加热时间为保温时间加上渗箱的透烧时间，透烧时间的加热系数一般按 1 min/mm 计算。

3）冷却与开箱　目前多数固体渗硼剂是气相反应，箱内存有气体。有的气体气味很大，有的甚至有毒，不便于高温开箱。另外高温开箱时劳动条件太差、工件表面也容易发生氧化。固体渗硼后不宜采用随炉冷却，因为渗硼加热时间长，温度较高，钢的奥氏体晶粒较粗，故应通过快冷细化组织。在冷却到 600℃以下时，渗硼介质一般不再反应，冷却过程中渗箱内成为负压，外界空气容易浸入，引起工件表面氧化。鉴于这些情况，所以规定一般应采用出炉后不开箱空冷到室温，也可以风冷，冷却到室温开箱。为了减少组织应力，要求渗层脆性小的工件，可采用渗箱随炉冷却至 650～600℃，保温 1～2 h 后再出炉空冷。

调质钢和 Cr12 型钢件渗硼后组织一般不会粗化，可以出炉后直接开箱淬火。为此，我国近几年又开发出“不冒烟”的固体渗硼剂。

渗硼件在未淬火前，基体硬度低，经不起碰撞，特别是棱角处，稍碰一下，硼化物层就会剥落。因此，在开箱、清理工件以及运送等过程中必须注意防止碰伤。

3.2.6　熔盐渗硼工艺

（1）渗硼温度及保温时间

渗硼温度及保温时间是渗硼工艺的主要参数。渗硼层的厚度除受钢中碳与合金元素影响外，主要取决于温度和时间。图 3.3-25 示出不同温度和时间对 45 钢渗硼层厚度的影响。因此，应根据工件的钢种及服役条件确定渗硼温度及保温时间。一般情况下渗硼温度为 850～950℃，时间为 3～6 h。对特殊要求的渗硼条件，视具体情况而定。如果选用更高温度，长时间保温一方面对基体组织不利，同时渗层厚度太厚，渗层与基体金属的结合力相应减弱。渗硼层的脆性增大，易出现起皮裂纹的可能性也会增加。据资料介绍，渗硼层的临界厚度为：低碳钢 0.3 mm，中碳钢 0.25 mm，高碳钢 0.18～0.2 mm。因此，在拟定渗硼规范时，应该根据必须厚度渗硼层所要求的最低温度和时间。不过硼砂盐浴渗硼层厚度远难以达到上述的临界厚度。

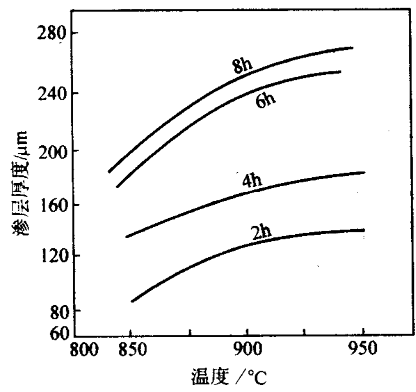


图 3.3-25　不同温度和时间对 45 钢渗硼层厚度的影响

（2）熔盐渗硼工艺过程

1）熔盐的配置　根据工件尺寸和装炉量确定坩埚容积（硼砂盐浴密度按 2.3 g/cm³ 计）计算盐浴总重量。硼砂按无水计算，逐次加入坩埚中熔融，再加入还原剂和活化剂，并及时搅拌均匀。

2）装炉　按工件形状和尺寸设计选择专用夹具。工件垂直吊挂在盐浴有效加热区内，相互间距 10～15 mm。

3）冷却　工件渗硼后最好能立即转移到约 700℃的中性盐浴中冷却，以使工件表面附着的硼砂脱离。冷却到盐浴温度后取出空冷。

4）清洗　工件完全冷却后需施行彻底清洗以清除表面及沟槽粘附的硼砂。

3.2.7　钢件渗硼后的热处理

钢件经粉末渗硼和熔盐渗硼后一般都应施行淬火、回火处理以保证心部强度。渗硼件的渗后热处理应根据工件的服役条件和失效特点而定。多数渗硼件要进行重新加热淬火。由于渗硼温度较高，加热时间较长，渗后钢的组织较粗，特别是高碳钢渗硼后空冷，一般是片状珠光体型组织，淬火加热温度应取该钢种淬火温度下限为宜。

高速钢、3Cr2W8V 等钢种，正常淬火温度太高，为避免硼化物层过烧（熔化），淬火加热温度不应超过 1 080℃。

渗硼件淬火加热时应注意避免脱硼。

受力不大的摩擦件，包括高速运动的摩擦件（如风动量仪测头），耐蚀件，渗硼后可不再施行热处理。

承受静载的渗硼件可进行正火处理。

3.2.8　渗硼件的质量检查

1）标准中规定渗箱中应放置与渗硼件钢种相同的金相试样。批量大的重要工件，应抽件检查其关键部位的硼化物层。渗硼件表面应无剥落、裂纹等缺陷。

2）因碳含量、合金元素、渗硼方法、渗硼剂活性以及工艺规范的不同，可能得到不同的渗硼组织。对钢铁渗硼层的组织类型，目前国内外都采用分为十类、用字母 A、B、C、D、E、F、G、H 等作为各类型组织代号。

孔洞和疏松是影响渗硼层质量的主要问题之一。目前，对渗硼层中疏松的存在形式、大小与分布，它对渗硼层的脆性、耐磨性和耐蚀性的影响等均缺乏系统的研究，尚无统一的看法。而且，渗硼件的服役条件差别很大，要求也不一样。因此，JB/T 4215 标准中只原则规定耐磨件允许出现疏松区，但致密区厚度应大于疏松区；抗腐蚀件的渗硼层应力求致密，只允许有轻微的疏松，而无具体指标。耐磨渗硼件的服役条件和失效类型差别很大，硼化物层结构对耐磨性影响的试验结果也存在很大分歧。一般认为 FeB + Fe_2B 双相硼化物层耐磨性优于单相 Fe_2B，特别是磨粒磨损时，FeB + Fe_2B 双相硼化物层要好一些。但也有相反的试验结果，尤其是受一定冲击负荷和交变负荷时，Fe_2B 单相硼化物层的耐磨性则优于 FeB + Fe_2B 双相硼化物层。有的试验还证实含有 20%～40% FeB 的 FeB + Fe_2B 双相硼化物层具有高的耐磨性。尽管如此，从减少脆性角度考虑，多数宜采用 Fe_2B 单相硼化物层。

3）硼化物层厚度的测量　目前，测量具有齿状形貌的硼化物层厚度的方法有好多种，如齿峰平均值、齿谷平均值、齿峰谷平均值、从表面到齿峰与谷的 2/3 处的平均值、等距离测表面到对应的硼化物齿边缘距离的“等距平均值”等，方法尚未统一，数据也无法比较。对现有各种测量方法测出的数据，经过统计处理后进行比较，发现“等距离平均值法”、“齿峰谷平均值法”都与用图像分析仪测出的硼化物层面积求出的“等效厚度”的数据接近。鉴于“齿峰谷平均值法”测量比较方便，采用“齿峰谷平均值法”测量硼化物层厚度接近实际，比较合理，而采用“齿峰平均值法”测出的数据大于实际值，不太合理，会给生产上，特别是耐蚀件造成一定困难。

4）硼化物层显微硬度测量　疏松、孔洞等缺陷明显降低硼化物层的显微硬度，因此测量显微硬度时要选择完整的部位。FeB 与 Fe_2B 硬度差别大。测量硼化物层显微硬度时一般应该用三钾试剂腐蚀试样。一般可选用 100 gf（980.7 N）试验力，也可用 50 gf（490.4 N）试验力。

FeB 的显微硬度为 1 500～2 200 HV0.1，Fe_2B 的显微硬度为 1 100～1 700 HV0.1。

3.3　渗金属

钢件渗铝、锌、铬、硅、钛、铌、钒、锰等金属或几种金属共渗后可提高其抗大气腐蚀、高温氧化能力和耐磨性，以低廉材料代替昂贵材料。除钢铁材料外，航空工业常用的镍基、钴基合金也经常需要渗金属以提高其抗高温氧化和耐腐蚀能力。表 3.3-38 所列为铁和钢常用的渗金属和渗其他元素种类和用途。航空工业用的镍基、钴基合金的渗金属种类和用途列于表 3.3-39。

表 3.3-38　铁和钢常用的金属及渗其他元素种类

基体材料	渗入元素	特点及用途
铁和钢	Al	在空气、二氧化硫气体中有很高的抗高温氧化和抗腐蚀能力
软钢	Cr	有良好的抗高温氧化、抗腐蚀性能，在大气、海水中有良好的耐蚀性能，在硝酸及其蒸汽中是耐蚀的，在一般碱液中也是耐蚀的
碳钢	Cr	除有良好的抗氧化、抗腐蚀性能外，还有良好的抗磨损性能

续表 3.3-38

基体材料	渗入元素	特点及用途
铁和钢	Zn	在大气、H_2S 热气流条件下，有良好的抗腐蚀性能
	Si	在 HNO_3、H_2SO_4、HCl 溶液及海水介质中有较高的耐蚀性，有一定的抗高温氧化能力，铸铁渗 Si 可减缓熔融铝对基体的腐蚀，硬度较高，有一定的耐磨性
铁和钢	Al + Ti	有良好的抗高温氧化性能
	Al + Cr	有良好的抗高温氧化性能和抗高温 PbO 腐蚀能力
	Cr + Ti	有良好的抗酸碱及高温氧化能力
	Cr + Ni	耐蚀性很好，甚至超过不锈钢
	Cr + Si	有良好的抗蚀性及抗高温腐蚀能力
中碳钢 高碳钢	Cr + Si	除良好的抗高温氧化性能外，还有较高的硬度，可作金属压力加工的模具
工具钢 模具钢	W Mo W + Mo	耐酸性溶液的腐蚀，具有高硬度，高热硬性及高耐磨性
	V	有很高的耐磨性
	B	硬度比淬火钢高得多、抗磨损性能好，减摩性好，也有一定的耐蚀性

钢铁和合金零件和制品渗金属的方法有多种，诸如粉末法、硼砂盐浴法、热喷涂扩散法、热镀扩散法、气体法、熔解电解法等。制定的标准有 JB/T 8418—1996《粉末渗金属》和 JB/T 4218—1994《硼砂盐浴渗金属》。

3.3.1 设备

(1) 粉末渗金属设备

高温（1 200℃）电阻炉或煤气、天然气燃烧炉，中温（750℃）滚筒式电阻炉，控温精度 ± 5℃，有效加热区内的炉温均匀性 ± 15℃。

(2) 硼砂熔盐渗金属设备

高温（1 200℃）坩埚式电阻炉或燃烧炉。坩埚内温度均匀性 ± 10℃。

3.3.2 渗剂

1) 粉末渗金属渗剂（表 3.3-40 和表 3.3-41）。

2) 硼砂熔盐渗金属用剂　熔盐渗金属剂由供金属剂、还原剂和活化剂诸部分组成。供金属剂一般用金属粉、合金铁粉，活化剂用碱金属或碱土金属卤化物，还原剂用具有强还原作用的金属、碱土金属和稀土元素。表 3.3-42 所列为各种熔盐渗金属用剂的成分。

3.3.3 渗金属工艺

粉末和硼砂熔盐渗金属的温度和保持时间列于表 3.3-43。

3.3.4 钢件渗金属后的热处理

钢件渗金属温度较高，时间很长，渗后空冷心部强度和硬度不足。为此在渗金属后，对钢件应施行淬火、低温回火处理，渗后的淬、回火处理可采取相应钢种的常规工艺。

表 3.3-39 高温合金和不锈钢防止高温氧化、腐蚀的渗金属种类

基体材料	渗入的元素	名称（代号）		用　途
		中国	外国	
镍基高温合金	Al	AG－1，AC－2，AL－4，AL－8，AZ－2	Alpak RT21（PWA273） MDC－1A，DED HC－15	涡轮叶片
		AZ－1		联焰管衬套
		离子镀铝渗铝（Q/28，190－1983）		铁基合金导向叶片
		气相渗铝	RT69（PWA275）	涡轮叶片 冷却孔很小的涡轮转子叶片和导向叶片
钴基高温合金	Al		Uc	涡轮导向叶片
铬钢	Al		H1－51	压气机叶片
铜	Al		Aluminizing Cu	
不锈钢	Al		Aluminizing PWA14	不锈钢零件
不锈钢（含马氏体钢）	Al（外加陶瓷层）	低温渗铝涂层	Al2，SAl2	压气机叶片
镍基高温合金	Al－Ti		Codep BⅠ	涡轮转子叶片和导向叶片
钴基高温合金	Al－Ti		Codep BⅡ	涡轮导向叶片
镍基合金	Cr＋Ni＋其他	Al－Cr 涂层（Q/LM529）	SYL－70	涡轮叶片
镍基合金	Al＋Cr	ACG ACL－1 ACL－2	HC－11 CA HA RT－5（PWA32）	涡轮转子叶片和导向叶片
镍基合金 不锈钢 钴基合金	Al＋Cr Al＋Cr		CA H115（PWA53）	涡轮转子叶片及导向叶片

续表 3.3-39

基体材料	渗入的元素	名称（代号）		用途
		中国	外国	
TD－Ni			MDC－6 RT－17（PWA62）	涡轮导向叶片
镍基合金	Al＋Si	ASL－1 ASL－5 WL	PWA73 Semalay3 PWA47	涡轮转子叶片和导向叶片
钴基合金	Al＋Ni		RT－19（PWA27）	涡轮导向叶片
镍基合金	Al＋Pt	Pt－Al 渗层	LDC－2 RT－22 LDC－2A JML－1	涡轮转子叶片和导向叶片
钴基合金	Al＋Pt＋Rh		RT44	涡轮导向叶片
镍基合金	Al＋Ta＋Cr		TaCrAl	涡轮转子叶片
低合金钢、钛镍和钴合金	Mg＋Ni		TSM3	工作温度＞450℃的机匣主框

表 3.3-40 粉末渗金属渗剂（摘自 JB/T 8418—1996）

渗剂种类	组成	技术要求	备注
渗铬	供铬剂 铬铁粉(或铬粉) 催化剂 卤化铵 填充剂 氧化铝粉	Cr≥65%，C≤0.1% 其余 Fe，粒度 0.125～0.071 mm(100～200 目) 需高温脱水，粒度 0.125～0.071 mm(100～200 目)	为提高效果，可加入氧化高碳铬铁粉(或铁粉)或碱及碱土金属氧化物清洗剂
渗铝	供铝剂 铝铁粉(或铝粉) 催渗剂 氯化铵、氟氢化钾 填充剂 氧化铝粉	含 Al40%～70%，粒度 0.100～0.071 mm(150～200 目) 需高温脱水，粒度 0.100～0.071 mm(150～200 目)	
渗锌	供锌剂 锌粉 催渗剂 氯化铵 填充剂 氧化铝(氧化锌)粉	粒度 0.280～0.125 mm (60～120 目) 需高温脱水，粒度 0.355～0.180 mm (50～80 目)	

表 3.3-41 粉末渗金属用剂

序号	金属类别	渗剂成分（质量分数）/%
1	渗铬	1）Cr 粉 50、Al_2O_3 48～49，NH_4Cl_2 2）Cr－Fe 粉 48～50、Al_2O_3 48～50，NH_4Cl2 3）Cr－Fe 粉（含 Cr65，C0.1）60，陶土 39.8、NH_4Cl2 4）Cr 粉 51～52，Al_2O_3 45～47，AlF_3 2～3 5）Cr－Fe 粉 60、NH4Cl2～5，KBF 45～10，NH_4F 1～2，其余 Al_2O_3

续表 3.3-41

序号	金属类别	渗剂成分（质量分数）/%
2	渗铝	1）Al－Fe 粉 60，NH_4Cl 0.5～1，Al_2O_3 粉 39 2）Al－Fe 粉 99～99.5，NH_4Cl 0.5～1 3）铝粉 50，NH_4Cl 0.5～1，Al_2O_3 粉 49～49.5 4）铝粉 15，NH_4Br 0.5，Al_2O_3 粉 85
3	渗锌	1）工业锌粉 97～100，NH_4Cl0～3 2）锌粉 50～75，NH_4Cl 0.5～1，$Al_2O_3$25～50 3）锌粉 50，$Al_2O_3$30、ZnO20
4	渗硅	1）Si－Fe75～80，$Al_2O_3$15～2 2）Si－Fe80，NH_4Cl 12，$Al_2O_3$8
5	渗钛	1）$TiO_2$50，$Al_2O_3$29，Al18，$(NH_4)_2SO_4$2.5、NH_4Cl0.5 2）Ti－Fe75，$CaF_2$15，NaF4，HCl6
6	渗铌	Nb50，$Al_2O_3$49，NH_4Cl1
7	渗钒	V－Fe60，高岭土 37，NH_4Cl3
8	渗锰	Mn（或 Mn－Fe）50，$Al_2O_3$49，NH_4Cl1
9	硼铝共渗	1）$Al_2O_3$70，$B_2O_3$16，Al13.5，NaF0.5； 2）$Al_2O_3$70，$B_2O_3$13.5，Al16，NaF0.5
10	硼硅共渗	B_4C80，$Na_2B_4O_7$15，Si4.75，NH_4Cl0.25
11	铬铝共渗	Al－Fe 粉 75，Cr－Fe 粉 25，NH_4Cl1.5
12	铬铝硅共渗	供金属剂 Al－Cr_2O_3－SiO_2，Al（Al－Fe）－Cr（Si），填充剂用 Al_2O_3、SiC，活化剂用 NH_4Cl 或 AlF_3

表 3.3-42 硼砂盐浴渗金属用剂

序号	金属类别	渗剂成分（质量分数）/%	备注
1	渗铬	1）Cr 粉 5～15，$Na_2B_4O_7$85～95 2）Cr_2O_3 粉 10～12，Al 粉 3～5，$Na_2B_4O_7$85～90	盐浴有质量偏析 盐浴流动性好

续表 3.3-42

序号	金属类别	渗剂成分（质量分数）/%	备 注
2	渗铌	1）Nb 粉 7～10，$Na_2B_4O_7$（脱水）90～93 2）Nb_2O_5 粉 10，Al 粉 9，$Na_2B_4O_7$81	盐浴有质量偏析用时应搅拌
3	渗钒	1）V 粉 10（或 V－Fe 粉 10），$Na_2B_4O_7$（脱水）90 2）V_2O_5 粉 10，Ca－Si 粉 5（或 Al 粉 5）$Na_2B_4O_7$85	盐浴有质量偏析用时需搅拌

表 3.3-43 渗金属温度和保持时间

金属类别	渗金属工艺			冷却方式
	装炉温度/℃	加热温度/℃	保持时间/h	
渗铬 渗铝 渗锌	700 700 700	950～1 100 850～950 340～440	6～10 2～6 2～6	粉末渗时可随炉冷至室温，熔盐渗时，完成保温取出空冷

3.3.5 质量检查

检查内容为外观、色泽、表面和心部硬度、渗层深度和渗层金相组织。表面和心部硬度用洛氏硬度计检查，同一工件和同一炉次工件的硬度波动范围相应为 3～4HRC 和 3～5HRC。

渗层的孔隙度和致密性也是一项重要质量指标。可用浸硫酸铜（15%溶液）方法检查致密性。可用磁性仪检查渗层深度。

3.3.6 常见缺陷及防止措施（表 3.3-44）

表 3.3-44 渗金属层常见缺陷及防止措施

缺陷	产生原因	防止措施
表面粘结渗剂	粉末渗时，渗剂中有水分和低熔点杂质	Al_2O_3 粉应焙烧，渗剂装罐前干燥
渗层剥落	渗层过厚，工件在尖角和截面突变处易剥落	减少厚度，改进零件形状，采用渗后正火或等温淬火处理
无渗层或渗层不连贯	渗剂失效，渗罐未密封	更换渗剂，密封渗罐
表面有腐蚀斑	NH_4Cl 用量过大，表面残留的 NH_4Cl 多	减少 NH_4Cl 用量

3.4 钢铁热浸铝和渗铝

将钢铁工件浸入熔融铝浴中并保温一定时间，使铝（及其他附加元素）涂敷并渗入钢铁表面获得热浸铝层的工艺方法称为热浸铝，又称为液体渗铝。热浸铝是钢铁表面保护手段之一，也是钢铁表面渗金属的化学热处理方法之一。

热浸铝层分类见表 3.3-45。热浸铝材料具有优良的耐热抗腐蚀性能。尤其是普通碳素钢、低合金钢进行表面热浸铝后，可以代替耐热钢、不锈钢，降低成本、延长使用寿命。一些先进的工业国家在热浸铝工艺和性能方面做了大量的研究工作。20 世纪 50～60 年代美、英、德、日建立了大规模生产线。

表 3.3-45 热浸铝层分类

JB/T 9206—1999	ASTM A 676	JIS H8642
铝层（Al）	铝层（Al）	熔融铝 1 种（HDA1）
	铝锰合金层（Al－Mn）	熔融铝 2 种（HDA2）
铝硅合金层（Al－Si）	铝硅合金层（Al－Si）	熔融铝 3 种（HDA3）

热浸铝层按处理方式可作如下分类：

热浸铝层
- 浸渍型热浸铝层
  - 铝敷盖层（外表层）
  - 化合物层（内层）
- 扩散型热浸铝层
  - 化合物层（外表层）
  - 扩散层（内层）

3.4.1 对材料的质量要求

1）对热浸铝件（钢和铁）材料质量要求 在热浸铝前对材料进行检查验收。检查项目包括：化学成分、力学性能、金相组织、焊缝质量、宏观缺陷、尺寸规格和偏差。

2）对热浸铝用铝锭的质量要求 铝锭的铝含量不低于 99.5%。与 ASTM A 676 的指标相同。选材时，可按照 GB/T 1196《重熔用铝锭》选用特一级、特二级或一级铝锭。

3.4.2 扩散处理

扩散处理是使浸渍型热浸铝层转变为扩散型热浸铝层的一道重要工序。扩散处理的工艺规范，与 ASTM A 676 对照如表 3.3-46。

20 钢浸铝件（760℃热浸铝 12 min）经 850℃扩散处理 3 h后所测得热浸铝层厚（mm）分别为 0.22、0.24、0.27。降低扩散保温温度，有利于减少热浸铝层孔隙、裂纹，也有利于保证基体金属强度和有利于节能并降低成本。

表 3.3-46 扩散处理工艺规范

标准名称	保温温度/℃	保温时间/h	冷却方式
JB/T 9206—1999	850～930	3～5	炉冷或空冷
ASTM A 676	≥927	≥3	—

20 钢在 750℃热浸铝后在不同扩散温度下保持 5 h 测出的扩散温度与热浸铝层厚度的关系曲线示于图 3.3-26。在 900℃扩散温度下，保持不同时间得出的扩散时间与热浸铝层厚度的关系曲线示于图 3.3-27。

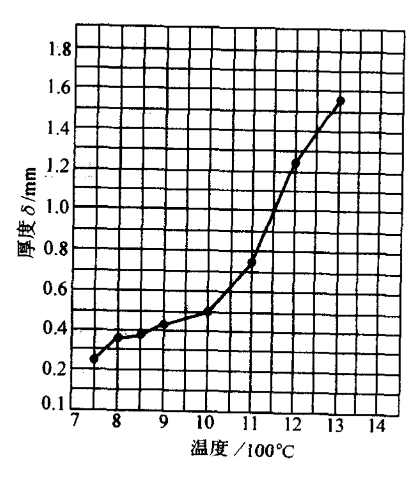


图 3.3-26 扩散温度－厚度关系曲线

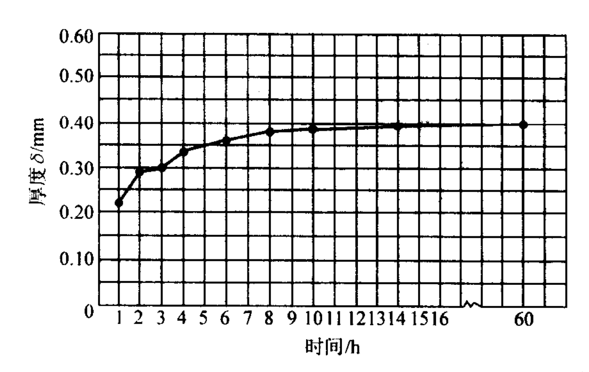


图 3.3-27　扩散时间 – 厚度关系曲线

3.4.3　渗铝工艺

（1）热镀铝（液体渗铝、热浸铝）

1）工艺流程　将表面洁净的钢件浸入 680 ~ 780℃的熔融铝或铝合金熔液中，即可获得镀（渗）铝层。工艺流程为：工件→脱脂→去锈→预处理→热镀铝。

2）热镀铝层的形成以及影响因素　热镀铝层的形成可分为以下三个步骤：

① 表面洁净的钢铁浸入熔融的铝液，铝液在钢铁表面浸润。

② 形成由铝铁金属间化合物组成的扩散层。

③ 工件从铝液中提升出时表面附着一层与铝液成分相同的覆层。

热镀铝层便是由过程② 形成的扩散层和过程③ 形成的铝覆层组成。

热镀铝层中铝覆层的厚度与钢铁提出铝液时的提升速度有关（见图 3.3-28）。扩散层的厚度则与热镀铝温度、时间、铝液成分及钢中合金元素有关，其相互关系见图 3.3-29 和图 3.3-30。由于扩散层塑性较差，对于热镀铝后还需进行塑性加工的工件，应尽量减薄扩散层。

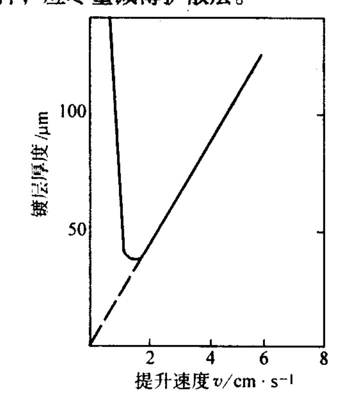


图 3.3-28　提升速度与热镀铝层厚度的关系

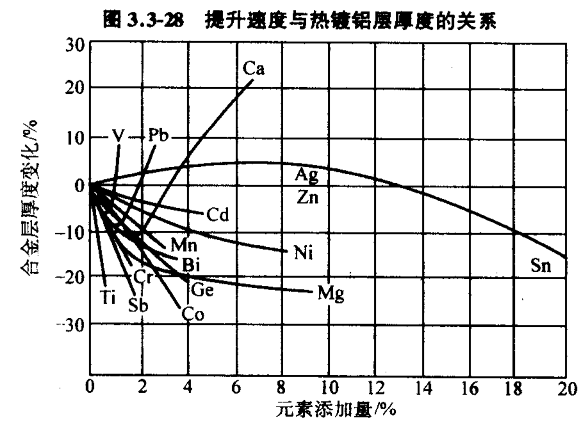


图 3.3-29　铝液中合金元素对扩散层厚度的影响

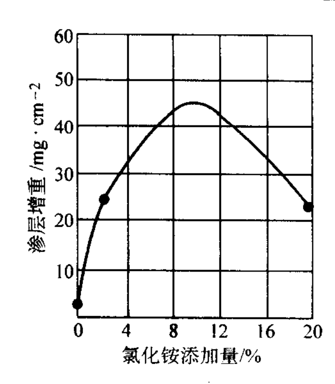


图 3.3-30　渗铝剂中氯化铵含量与渗层厚度的关系

（2）粉末渗铝

粉末渗铝是扩散型渗铝的主要工艺之一。将钢铁或高温合金与渗铝剂一同装箱并密封，在 800 ~ 950℃加热扩散数小时，冷却后可获得扩散型渗铝层。

渗铝剂主要为 Al（或 Al/Fe）-NH_4Cl-Al_2O_3 型，在渗铝过程中发生如下反应

$$NH_4Cl = NH_3\uparrow + HCl\uparrow$$
$$6HCl + 2Al = 2AlCl_3 + 3H_2\uparrow$$
$$Fe + AlCl_3 = FeCl_3 + [Al]$$

上述反应中，在钢铁表面析出的 [Al] 活性原子渗入工件，形成完全由铝铁化合物组成的渗铝层。

扩散型渗铝层的厚度与温度、时间、渗剂成分、钢中的碳及合金元素的含量有关（见图 3.3-31 ~ 图 3.3-34）。

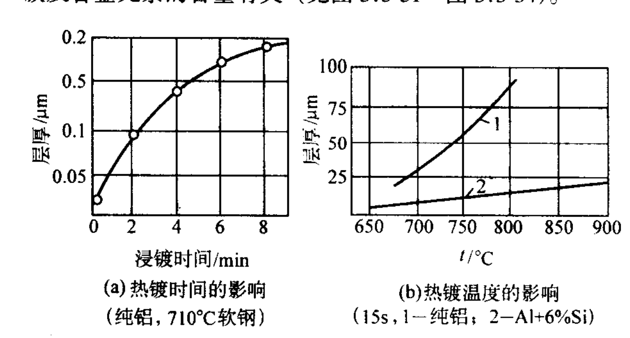


图 3.3-31　热镀铝温度和时间对扩散层厚度的影响

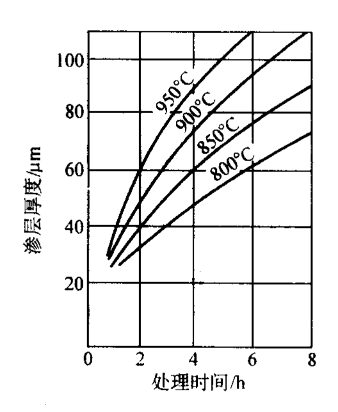


图 3.3-32　渗铝温度和时间与渗层厚度的关系

（3）其他渗铝工艺

1）热镀扩散法，将钢铁工件热镀铝后再在 800 ~ 950℃的温度下进行扩散，使得热镀铝表面的铝覆盖层全部转变成铝铁化合物层，形成扩散型渗铝层。

2）料浆法渗铝，将固体渗铝剂加粘结剂和水调成料浆，涂覆在工件表面，加热扩散渗铝。

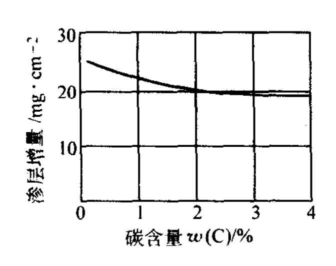


图 3.3-33 钢中碳含量对渗铝层厚度的影响

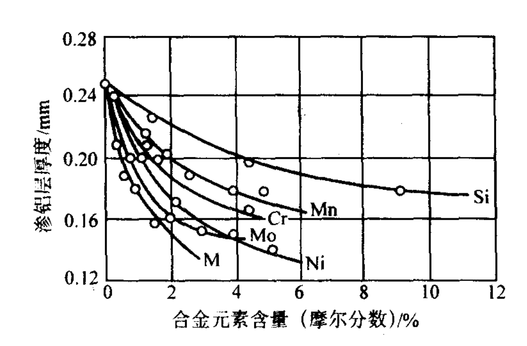


图 3.3-34 钢中合金元素含量对渗层厚度的影响

3）电泳-扩散渗铝，利用电泳法将铝粉均匀涂覆在工件表面，然后加热扩散渗铝。加热温度低于500℃时，只能形成铝烧结涂层，加热温度高于600℃时，可形成扩散型渗铝层。

4）热喷涂-扩散渗铝，采用热喷涂或静电喷涂的方法，在工件表面上涂覆一层铝，再加热扩散渗铝。

3.4.4 热浸铝工艺过程

（1）脱脂

有三种脱脂方法可供选择：

1）加热脱脂　将工件置于加热炉中，在350～500℃温度下加热脱脂。

2）碱液清洗脱脂　根据生产批量、工件的几何形状、污染程度确定碱液配方、浓度、温度以及清洗方法等参数。

3）有机溶剂清洗脱脂　可自行配制或选用市售清洗剂以及石油类清洗剂在室温条件下清洗脱脂。

（2）除锈

必须除尽工件表面锈蚀产物。除锈方法主要有以下两种：

1）机械除锈　采用喷砂或手工打磨等方法除去工件表面锈迹、氧化皮及腐蚀产物。

2）化学除锈　用硫酸、盐酸、磷酸等酸液除去工件表面锈迹、氧化皮及腐蚀产物。酸液中应添加适量缓蚀剂。酸洗后应继以中和及水洗。

（3）预镀

经脱脂、除锈并清洗干净的工件在进入铝浴之前必须进行表面预镀处理。预镀是影响热浸铝质量的关键工序。预镀方法主要有三种：

1）水溶液法　将工件置于预镀液中浸渍一定时间，取出水洗并在不大于100℃温度下干燥。应严格控制预镀液的成分与浓度。

2）熔融盐法　此法适用于热浸铝炉前设有通风装置的场合。在铝浴表面覆盖一层熔融盐，工件先通过熔融盐层，活化表面后再进入铝浴。

3）气体法　用 H_2 或 10% H_2 + 90% H_2 还原，清理工件表面，适用于大批量生产时的连续式热浸铝。

（4）热浸铝处理

1）采用 ASTM A 676 的铝浴成分（表3.3-47）。热浸铝浴中的主要杂质铁是由钢铁工件和铁基铝浴槽带入的。随着时间的延长铝浴中的铁量会逐步增加（见表3.3-48）。一般使用8 h后应取样分析调整成分和捞尽浴底的沉渣。也有认为，铝液中添加12% Fe可减少铝液对钢件的溶蚀。

表 3.3-47 热浸铝浴化学成分

覆层材料	化学成分（质量分数）/%				
	硅	锌	铁	其他杂质总量	铝
铝 铝-硅	≤2.0 4.0～8.0	≤0.05	≤2.5 ≤4.5	≤0.30	余量

表 3.3-48 铝浴中铁含量测定结果

熔铝时间/h	0	1	2	3	4	5	6	7	8
铁含量（质量分数）/%	0.18	0.46	0.71	0.83	1.03	1.23	1.55	1.95	2.06

注：1. 0.18%为铝锭原始铁含量。
2. 熔铝温度760℃。

2）钢铁件热浸铝的温度和时间可依照表3.3-49和表3.3-50的规定选取。碳素钢浸铝温度一般取下限，合金钢、铸铁取上限。高合金钢和铸铁件的浸铝时间应按表中规定增加20%～30%。

表 3.3-49 热浸铝温度

覆层材料	保温温度/℃
铝 铝-硅	730～780 680～740

表 3.3-50 碳素钢热浸铝时间

工件厚度/mm	热浸铝时间/h	
	浸渍型热浸铝层	扩散型热浸铝层
>1.0～1.5	0.5～1	2～4
>1.5～2.5	1～2	4～6
>2.5～4.0	2～3	6～8
>4.0～6.0	3～4	8～10
>6.0	4～5	10～12

3）冷却　工件出浴后，应及时采取振动或吹风方式拂去表面多余铝液，然后自然冷却到室温。切忌刚出浴高温急冷。

4）校直　若工件在浸铝过程中有畸变超差，应施行校直。

5）表面清理　用机械或化学方法把浸过铝的工件表面清理干净。

6）扩散　在850～950℃保持3～5 h。扩散后的冷却可根据要求的心部力学性能选择空冷或炉冷。

3.4.5 渗铝层的性能

（1）热镀铝层的性能

1）耐大气腐蚀性能　热镀铝钢材具有优异的耐大气腐蚀性能，在几种大气下与热镀锌的耐腐蚀性能对比见表3.3-51。热镀铝在硫化物环境、普通水、海水中的耐腐蚀性能也优于热镀锌，比较结果见图3.3-35及表3.3-52。

表 3.3-51　几种大气环境下热镀铝与热镀锌的耐腐蚀性能对比

大气暴晒试验地区	大气类型	腐蚀率/μm·a⁻¹ 镀锌层	镀铝层	腐蚀率之比
Kure Beach, North Corolina (800ft 远)	海洋	1.25	0.30	5.1
Kearny, New Jersey	工业	3.975	0.50	5.0
Monroerille Pennsyl－vania	半工业	1.675	0.25	6.7
South Bennsylvania	半农业	1.850	0.20	9.3
Potter County, Penn－sylvania	农村	1.175	0.125	9.4

注：试样尺寸 4×101.6 mm，腐蚀率由失重换算而得。

表 3.3-52　热镀铝与热镀锌在普通水和人造海水中腐蚀 10 个月的结果比较

水　质	Ⅰ－型镀铝钢板	Ⅱ－型镀铝钢板	镀铝钢板
普通水	无变化	几乎无变化	7 个月后发生灰色锈点
人造海水（含 8%食盐）	无变化	稍变为灰白色	5 个月后发生灰色锈点

2）耐热性能，普通碳钢热镀铝后，在空气中的耐热性与 Cr13 型不锈钢相当，在 SO_2、H_2S 等气氛中的高温耐蚀性能甚至优于 18－8 型不锈钢。

（2）扩散型渗铝层的性能

1）力学性能　钢件经渗铝后，屈服点和伸长率基本上无变化，抗高温蠕变性能有所提高。试验结果见表 3.3-53。

2）高温下的耐腐蚀性能　扩散型渗铝主要用于提高钢铁材料及高温合金在高温空气、H_2S、SO_2、熔盐等环境下耐腐蚀性能。其性能见表 3.3-54～表 3.3-56。

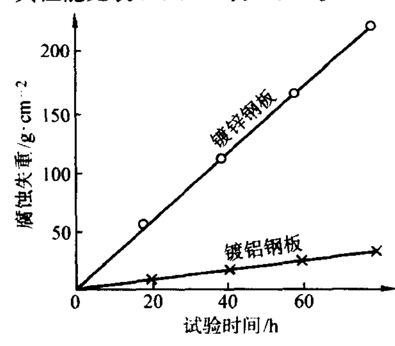


图 3.3-35　热镀铝与热镀锌在 SO_2 气氛下的耐腐蚀性能对比

（试验条件：SO_2 浓度 400×10^{-6}，空气和 SO_2 的流量为 20 L/min，温度为 40℃，湿度为 95%～100%）

表 3.3-53　渗铝钢与未渗铝钢抗高温蠕变性能对比

项　目	试样断裂时间/h	试验条件
未渗铝	59	温度 760℃
渗铝	995	载荷 1 400 N/cm²

表 3.3-54　不同材料经渗铝与未渗铝抗高温氧化性能对比

材　料	590℃×1 000 h 未渗铝	渗铝	650℃×1 000 h 未渗铝	渗铝	800℃×1 000 h 未渗铝	渗铝	900℃×1 000 h 未渗铝	渗铝
低碳钢	0.41	0.043	—	—	100 h 8.59	0.048		0.147 5
1.0Mo	0.353	—	0.836	—	—	—	—	—
5.0Cr－0.5Mo	0.163	—	0.366	0.008	—	—	—	—
18Cr－8Ni	—	—	0.011	0.006	—	0.033	200 h 0.524 0	0.044 4

表 3.3-55　渗铝与未渗铝钢抗高温 H_2S 腐蚀性能对比

材　料	试验条件	腐蚀量/mg·cm⁻² 未渗铝	渗铝
低碳钢	$w(H_2S)$6%　480℃，24 h	1.02	0.035
	$w(H_2S)$100%　650℃，24 h	1.735	0.6
18Cr－8Ni	$w(H_2S)$6%　480℃，24 h	0.12	0.029
	$w(H_2S)$100%　650℃，24 h	36.5	0.1

表 3.3-56　镍基 GH135 合金渗铝与未渗铝耐熔盐热腐蚀性能对比

腐 蚀 介 质	温度/℃	时间/h	腐蚀失重/g·m⁻² 未渗铝	渗铝
w(NaCl)25%＋$w(Na_2SO_4)$75%		3	24.1	5.5
	700		43.1	5.0
	750		75.7	15.2

3.4.6　质量检查

（1）热浸铝层的宏观检验

ASTM A 676 规定，A 型（相当于本标准中的浸渍型）热浸铝层应牢固附着在铁基体上。使用坚硬的刀尖刻划并穿透热浸铝表面层，如果涂层在刻划线两边的任何一侧 1/16 in（1.59 mm）以外的地方从铁基体上脱落或分层剥落，则认为附着力不够。本标准参照采用了此方法，并规定“在刻划线两侧 2.0 mm 以外的铝敷盖层不应起皮或脱落”。

考虑到扩散型热浸铝层表面较硬，刀尖刻划困难时允许采取手工锯割。经过验证，根据刻划线（或锯割线）两侧涂层剥落宽度来判断结果明显可靠。因此，本标准规定在刻划线（或锯割线）两侧 2.0 mm 以外的化合物层不应起皮或剥落。

（2）热浸铝层的涂覆量测定

热浸铝层的涂覆量技术要求，美、日标准都根据各自的产品类型分别作了规定。本标准采用了 ASTM A 676 中相应热浸铝层的涂覆量要求。计量单位本标准采用 g/m²，与 JIS H 8642 相同。

热浸铝层的涂覆量计算（称重法）

$$C=\frac{W_2-W_1}{S}K$$

式中，C 为涂覆量，g/m²；W_1 为热浸铝前试样质量，g；W_2 为热浸铝后试样质量，g；S 为涂覆面积，mm²；K 为 1×10^6。

(3) 热浸铝层厚度的测定

1) 厚度的规定（表 3.3-57）

表 3.3-57　热浸铝层厚度　　mm

热浸铝层类型 \ 标准名称		JB/T 9206—1999	ASTM A 676	JIS H 8642
浸渍型	铝 铝－硅	≥0.08 ≥0.040	≥0.076 ≥0.038	HDA1≥0.06 HDA2≥0.07
扩散型		≥0.100	≥0.076	HDA3≥0.05

注：JB/T 9206 与 ASTM A 676 中的数字为对应关系，与 JIS H 8642 数字不是对应关系。

2) 显微镜测厚法　从待测件上指定的位置切割一块试样，镶嵌后对横断面进行研磨、抛光和浸蚀。用校正过的标尺测量覆盖层横断面的厚度。具体测法按 GB/T 6462—1986《金属和氧化物覆盖层　横断面厚度显微镜测量方法》执行。

3) 无损检测测厚仪　推荐使用 DWH－B 型无损测厚仪。测厚时，应以已知厚度的表面粗糙度与被测件相当的标准试样校验测量数值。考虑到热浸铝件表面粗糙度对测厚仪检测精度的影响，故明确规定"对测厚仪检测法测厚结果有争议时，应以显微镜测厚法测定结果为准"。

(4) 扩散型热浸铝层孔隙级别评定

在热浸铝工艺（主要指扩散处理）过程中，由于铝铁及其他原子扩散速度的差异（有人称之为 Kirkendall 效应），在化合物层中不可避免地产生孔隙。孔隙尺寸、数量、层厚以及孔隙总面积的大小，主要与热浸铝浴的化学成分和扩散处理工艺有关。孔隙级别的大小直接影响热浸铝件的焊接性能、使用性能与寿命，因此，热浸铝层孔隙是一个非常重要的质量指标。本标准建立了扩散型热浸铝层孔隙级别显微镜评定法。孔隙级别主要以最大孔隙尺寸是否构成网络为判据。考虑到热浸铝层对基体金属的可靠防护，所以规定了有孔隙层厚度不得大于热浸铝层厚度的 3/4，意在近基体部位应有无孔隙的致密防护层。另考虑到局部热浸铝层的失效会导致整个热浸铝件失效，也规定了以试样最大孔隙级别来判定合格级别。扩散型热浸铝层中有时会出现颗粒状的石墨或碳化物，其形貌与孔隙有些相似，判别时应注意区别。

评级方法按孔隙级别分为 1～6 级。由于热浸铝件应用范围广，对质量要求也有所不同。标准中一般规定的孔隙（与裂纹）合格级别是对产品的一般要求，也可以根据产品使用条件适当提高或降低合格级别，但应在产品订货技术条件中加以规定。

(5) 扩散型热浸铝层裂纹级别评定

在热浸铝工艺（主要指扩散处理）过程中，由于铝、铁及其他原子扩散与化合，产生相变硬化及其他致脆因素，在化合物层产生裂纹的概率较大。裂纹长度、条数、分布的状态和深度与热浸铝浴的化学成分、扩散处理工艺以及基体金属的成分与结构有关，裂纹级别的高低亦直接影响热浸铝件的焊接性能、使用性能与寿命。扩散型热渗铝层裂纹级别评定主要以热浸铝层单位面积内裂纹的总长度与裂口宽度以及是否构成网络为判据，并规定裂纹深度不得大于热浸铝层厚度的 3/4，以试样最大裂纹级别来判定合格级别。

裂纹级别分为两个系列：

1) 甲系列裂纹分为 0～6 级，适用于碳素钢及低合金钢扩散型热浸铝层裂纹级别评定。

2) 乙系列裂纹分为 1～7 级，适用于中、高合金钢扩散型热浸铝层裂纹级别评定。

(6) 扩散型热浸铝层与基体金属界面类型评定

界面类型评定是从金相角度判定扩散型热浸铝层与基体金属结合性能的质量指标，根据扩散层界面线形状分为五种类型。实验证明，热浸铝层与基体金属的结合性能以曲面结合（即界面线为曲线）为佳，平面结合（即界面线为直线）较差。结合性能由 A 型至 E 型依次降低。E 型与前四型差异较大，为受压及受力状态所不允许。故一般规定 A、B、C 型合格，E 型不合格。这是对产品的基本要求。D 型合格与否可由用户与生产厂洽商，预先在产品订货技术条件中加以规定。本方法还可用来帮助分析扩散处理工艺是否正常以及对其他质量指标的影响。

(7) 热浸铝件力学性能试验

拉力试验时，规定试样保留热浸铝层。因产品一般是根据基体金属壁厚来核定强度指标的，所以在计算强度时，因热浸铝工艺产生的增厚尺寸不应迭加入试样截面尺寸。浸铝件的表面增厚尺寸大致与铝敷盖层厚相当；扩散型热浸铝层厚 0.2～0.25 mm 的浸渗铝件表面增厚尺寸约为 0.05 mm 左右。

3.4.7　渗铝的应用

热镀铝生产效率高，适用于处理形状简单的管材、丝材、板材、型材。这类工件在 600℃以上使用时，应采用热镀-扩散法获得扩散型渗铝层。粉末法生产效率低，操作比较麻烦，但渗层比热镀-扩散型易控制，一般用于渗层要求较高，形状复杂，特别是有不通孔、螺纹的工件。渗铝的用途举例见表 3.3-58。

表 3.3-58　渗铝的应用举例

工件名称	渗铝方法	用　　途
高速公路护栏，电力输变电铁塔，桥梁钢结构，海上钻井塔架，自来水管，架空通信电缆，架空调心铝绞线的心线，船用钢丝绳、编织网用钢丝，瓦楞板	热镀铝	耐各种大气腐蚀、自来水、河水、海水腐蚀
化工生产用醋酸、柠檬酸、丙酸、苯甲酸等有机酸输送管道、煤气及含硫气体输送管道	热镀铝	耐有机酸、煤气、含硫气体腐蚀
汽车消声器、排气管、食品烤箱、粮食烘干设备烟筒	热镀铝	低于 600℃的耐热腐蚀和抗氧化
加热炉炉管、退火钢包、各类热交换器、炼钢炉吹氧管、硫酸转化器	热镀-扩散法或粉末法	高于 600℃的抗高温氧化，高温含硫气氛热腐蚀
燃气轮机叶片、炉用结构件、高温紧固件、燃气、燃油烧嘴	粉末法，料浆法	抗高温氧化及热腐蚀

编写：樊东黎（全国热处理学会）

第4章　形变热处理

1　概述

1.1　形变热处理的发展沿革

广义的形变热处理，即任何将压力加工与热处理紧密结合以同时达到成形与强化双重目的的综合工艺，早就被人们所认识并广泛利用。远在人类开始使用铁器不久，便发明了利用锻造的方法使生铁脱碳成钢，并制成各种刀具。宋朝沈括所著《梦溪笔谈》中说："取精铁锻之百余火，每锻称之，一锻一轻，至累锻而斤两不减，则纯钢也"。后来人们又发现，锻造而成的钢制刀具，不经淬火，强度及耐磨性是不高的。明朝崇祯十年（1637）宋应星撰写的《天工开物》一书中记载："凡熟铁、钢铁；已经炉锤、水火未济，其质未坚。乘其出火之时，入清水淬之，名曰健钢、健铁。言乎未健之时，为钢为铁，弱性尤存也"。由此可见，最早的热处理工艺是与锻造过程紧密结合起来的，很可能就是原始形态的形变热处理（锻热淬火）。到了近代，压力加工与热处理紧密结合的综合工艺仍在许多场合下广泛应用。例如，用室温形变来强化工业纯金属（铝、铜等）及单相合金（Al－Mg、Al－Mn及简单奥氏体钢等），辅以不同程度的软化退火、可以得到强度与塑性的良好组合。钢丝在等温淬火前后进行多次冷拉拔以获极高强度的铅淬拔丝（Patenting）工艺早已为人们所熟知，某些奥氏体耐热钢（如16－25－6型）于固溶处理后加工形变，然后时效，已成为多年来习惯采用的典型工艺。至于从节省能耗并减少氧化损失出发而普遍采用的锻热淬火，更可以说是典型的高温形变热处理工艺了。只不过由于过去受技术水平及试验研究手段所限对这种工艺方法的本质缺乏足够的了解，对金属在形变及相变过程中发生的组织结构变化以及两者相互影响的规律尚不十分清楚，形变热处理的发展在相当的一段时间里受到了限制。直到20世纪50年代初，哈维（Harvey R.F.）首先提出，利普斯（Lips M.H.）及范崔冷（Van Zuilen H.）开始系统研究了将亚稳奥氏体在500℃左右形变并立即淬火的低温形变热处理方法（Ausforming），又为这一领域的研究带来了生机。随着科学技术的不断发展，人们对金属内部组织结构的变化规律及其同加工处理过程之间的联系了解得更为深入。因此，综合运用形变强化与热处理强化以获得金属材料更高的使用性能，自然而然地日益引起人们的广泛兴趣，从而在现代金属科学及工艺水平的基础上进行着大量的试验研究。使这种工艺方法得到了迅速地发展。

1.2　形变热处理的基本原理

金属及合金的强度取决于原子间结合力及组织状态两大因素，一般说来，原子间结合力主要因金属基体的本性（以熔点、弹性模量、自扩散系数、特征温度等为表征）而不同。溶入基体（固溶体）中的合金元素只能在不大的范围内改变原子间结合力。各种加工处理过程虽然不能使原子间结合力发生显著变化，但却能在极大程度上改变组织状态。

因为金属强度与其中所含缺陷密度的关系曲线上存在一最小值（图3.4-1），故改变组织状态以提高金属强度的途径有二：其一，是尽可能地减少金属中所含的缺陷，使之接近理想的完整晶体，让所有原子同时参与抵抗外加应力的作用，以达到接近于理论数值（E/10或G/15）的强度水平。例如，纯铁晶须的抗拉强度已经能够达到7 000 MPa，甚至更高；其二，是在已含相当数量缺陷的各种金属材料上通过一定的加工处理进一步引进大量的位错以及造成阻挡位错运动的各种障碍。这时，或者由于位错本身的相互阻塞，或者由于受溶质原子、沉淀相、晶界、亚组织等所构成的障碍所拦截，使得在外加应力作用下的滑移过程变得困难起来，从而达到提高强度的效果。这后一种方法在提高强度的水平方面虽不及前面的一种，但由于在工业生产中易于实现，因而得到了广泛的实际应用。例如，中碳钢丝经淬铅拔丝后抗拉强度可提高到3 500 MPa左右。虽然上述两种方法在工艺上以及金属组织状态上截然不同，但其效果都是一致的，都是增加了参与抵抗外力作用的原子数目，即提高了原子间结合力利用的同时程度。试验证明，高纯度铁单晶的临界滑移应力不过7 MPa，而前面提到的铅淬冷拔钢丝（3 500 MPa）或纯铁晶须（7 000 MPa）的强度要比之大500～1 000倍。这就看出了改变组织状态在强化金属方面所能达到的巨大效果。

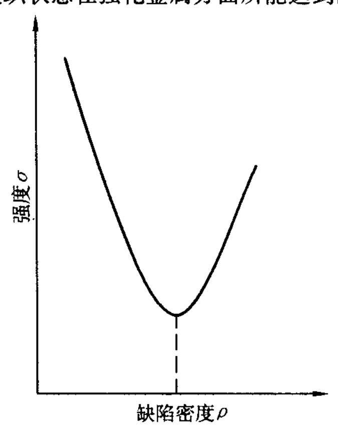


图3.4-1　金属强度与缺陷密度间的关系

与理想的完整金属相比，各种组织因素，无论其来源如何，都可看作是晶体中不同结构形式的缺陷（空位、脱位原子、各种形态的位错、层错、夹杂等）。虽然合金化强化（指其改变金属组织状态的方面）、相变强化及形变强化等从工艺角度来说是大不相同的，但在造成金属中较多的缺陷密度以改善金属强度方面却是一致的。所以，在已知成分的金属材料上合理地综合运用形变强化与相变强化，可以预期得到更为满意的强化效果。简言之，用形变的方法给金属中引进大量位错，再用热处理方法将这些位错牢固地钉扎起来，最终使金属得到包含大量难于移动的位错的相当稳定的组织状态从而达到更高的强度及塑性（韧性），这就是形变热处理的基本原理。

1.3　形变热处理的工业应用

由于工作条件（温度、加载方式等）以及由此而来的破坏形式的不同，原子间结合力及组织状态这两大因素在决定金属强度方面所起的作用是不同的。一般说来，当工作温度较低，加载速度较大时，滑移型形变占主导地位，组织状态对金属强度起着决定性作用。而当温度较高，加载速度较小时，扩散型形变占主导地位，这时对金属强度起决定性作用的是原子间结合力，既然形变热处理是由于改善组织状态来影响强度的。那么，从原则上这种强化手段完全可以应用来

有效地提高一般金属材料及机器零件室温下的强度、韧性及中温短期工作的热强性。

冶金工厂轧制金属材料时，采用形变热处理工艺以提高出厂产品的力学性能，是最方便不过的了。因此，各种截面型材的形变热处理近年来得到了广泛的应用。由于锻造技术的发展，也使形状比较复杂的机器零件的形变热处理工艺得以顺利进行。形变热处理已有广泛的应用，如在一般机器零件方面有：螺钉、螺栓及螺塞、滚珠轴承及内外套圈、板簧及卷簧、连杆、轴类及轴销、弹簧钢制扭力杆、压气机及汽轮机叶片、链轮及齿轮、充气瓶等。在工具方面有：冷凿及镗凿、车刀、麻花钻、丝锥、镀片铣刀、剪刀、冲头及冲模、冲裁模、铆钉模及冷锻模等。在武器制造及尖端技术方面则有：炮弹壳、穿甲弹壳、喷气发动机紧固件及空压机叶片以及导弹蒙皮等。随着形变热处理研究的不断深入，可以适用的零件及钢材范围必将日益广泛。

1.4 形变热处理的方法分类

现有的形变热处理工艺方法极其繁多，名称也很不统一，不少作者，曾经多次提出过形变热处理工艺方法的分类。如利用钢在形变热处理时发生的马氏体、珠光体及贝氏体相变这些主要相变类型来讨论并分类钢的形变热处理工艺方法（表3.4-1中）。此外，还有关于时效合金（包括沉淀硬化奥氏体钢、镍基合金、铝及镁合金等）形变热处理的特点及其分类，和将几种方法联合使用的“复合形变热处理”，形变热处理与化学热处理相结合的“形变化学热处理”以及“表面形变热处理”等等。

表3.4-1 形变热处理工艺及应用

类别	工艺	工艺过程	应用	特点
低温形变热处理	低温形变淬火	钢在奥氏体化后急冷至等温转变区（500～600℃）施行60%～90%形变后退火	高强度零件，如飞机起落架，火箭蒙皮，高速钢刀具，模具，炮弹及穿甲弹壳，板簧	保持韧性，提高强度和耐磨性，可使高强钢的强度从1 800 MPa提高到2 500 MPa以上
	低温形变等温淬火	钢在奥氏体化后急冷至最大转变孕育区（500～600℃），施行形变后在贝氏体区等温淬火	热作模具	在保持较高韧性前提下，提高强度至2 300～2 400 MPa
	等温形变淬火	在等温淬火的奥氏体－珠光体或奥氏体－贝氏体转变过程中形变	适合于等温淬火的小零件，如小轴，小模数齿轮、垫片、弹簧、链节等	提高强度，显著提高珠光体转变产物的冲击韧度
	连续冷却形变处理	在奥氏体连续冷却转变过程中施行形变	适用于小型精密耐磨，抗疲劳件	可实现强度与韧性的良好配合
	诱发马氏体的低温形变	对奥氏体钢施行室温或更低温度的形变（一般为轧制），然后时效	18－8型不锈钢，PH15－7Mo过渡型不锈钢以及TRIP钢	在保证韧性的前提下提高强度
	珠光体低温转变	钢丝奥氏体化后在铅浴或盐浴中等温淬火得到细珠光体组织，再施行＞80%形变量的拔丝	制造钢琴丝和钢缆丝	使珠光体组织细化、晶粒畸变。冷硬化显著提高强度
	马氏体（回火马氏体、贝氏体）形变时效	对钢在回火马氏体或贝氏体态施行室温形变，最后200℃回火	低碳钢淬成马氏体，室温下形变，最后回火	使屈服强度提高三倍，冷脆温度下降
	预形变热处理	钢材室温形变强化，中间软化退火，然后快速淬火、回火	适用于形状复杂，切削量大的高强钢零件	提高强度及韧性，省略预备热处理工序
	晶粒多边化强化	钢材于室温或较高温度施行小变形量（0.5%～10%）形变，于再结晶温度加热，使晶粒成稳定多边化组织	锅炉紧固件，汽轮机或燃气轮机零件	提高高温持久强度和蠕变抗力
高温形变热处理	高温形变淬火	精确控制终锻和终轧温度，利用锻、轧余热直接淬火，然后回火	加工量不大的碳钢和合金结构钢零件，如连杆、曲柄、叶片、弹簧、农机具及枪炮零件	提高强度10%～30%，改善韧性，疲劳抗力，回火脆性，低温脆性和缺口敏感性
	高温形变正火	适当降低终锻、终轧温度，然后空冷、或强制空冷、或等温空冷	适用于改善以微量元素V、Nb、Ti强化的建筑结构材料塑性和碳钢及合金结构钢锻件的预备热处理	提高钢材韧性，降低脆性转变温度，提高疲劳抗力
	高温形变等温淬火	利用锻、轧后余热施行珠光体区域或贝氏体区域内的等温淬火	用于0.4%C钢缆绳高碳钢丝及小型紧固件	提高强度及韧性
	亚温形变淬火	在 Ac_1 和 Ac_3 间施行形变淬火	在严寒地区工作的构建和冷冻设备构件	明显改善合金结构钢脆性，降低冷脆域
	利用形变强化遗传性的热处理	用高温或低温形变淬火使毛坯强化，然后施行中间软化回火，以便于切削加工，最后二次淬火，低温回火，可再现形变强化效果	适用于形状复杂、切削量大的高强钢零件	提高强度和韧性，取消毛坯预备热处理工艺

续表 3.4-1

类别	工 艺	工艺过程	应 用	特 点
高温形变热处理	表面高温形变淬火	用高频或盐浴使工件表层加热至 Ac_1 或 Ac_3 以上，实行滚压强化淬火	高速传动轴、轴承套圈等圆柱形或环形零件，履带板和机铲等磨损零件	显著提高零件疲劳强度和耐磨性及使用寿命
	复合形变热处理	把高温形变淬火和低温形变淬火复合，或将高温形变淬火与马氏体形变时效复合	适用于 Mn13、工具钢和冷作模具钢等难以强化的钢材	提高韧性、强度、疲劳强度和耐磨性等综合力学性能
形变化学热处理	利用锻热渗碳淬火或碳氮共渗	零件在奥氏体化以上温度模锻成形，随即在炉中渗碳或碳氢共渗淬火、回火	中等模数齿轮	节能，提高渗速，提高硬度及耐磨性
	锻热淬火渗氮	钢件锻热淬火后，高温回火时渗氮或氮碳共渗	模具、刀具及要求的耐磨件	加速渗氮或碳氮共渗过程，提高耐磨性
	低温形变淬火渗硫	钢件低温形变淬火后，回火与低温电解渗硫结合	高强度摩擦偶件，如凿岩机活塞，牙轮钻等	心部强度高，表面减摩
	渗碳件表面形变时效	渗碳、渗氮、碳氮共渗零件渗后在常温下施行表面喷丸或滚压，随后低温回火，使表面产生形变时效作用	航空发动机齿轮，内燃机缸套等耐磨及疲劳性能要求极高的零件	显著提高零件表面硬度，耐磨性，使表面产生压应力，明显提高疲劳抗力
	渗碳表面形变淬火	用高频电流加热渗碳件表面，然后施行滚压淬火，也可在渗碳后直接进行滚压淬火	齿轮等渗碳件	零件表面可以获得极高的耐磨性

应该指出，形变热处理既然是形变与相变两种强化手段的结合，那么，显然形变热处理工艺方法分类的最突出的标志，首先便是形变与相变二者安排的顺序（区分为相变前形变、相变中形变及相变后形变三大类别），其次便是形变温度范围及相变方式。表 3.4-1 所列的分类也就是按照形变与相变的安排顺序、形变温度与相变方式这三个标志进行的。

2 低温形变热处理

将钢加热至奥氏体状态保持一定时间，急速冷却至 Ac_1 以下（低于奥氏体再结晶温度）而高于 M_s 的某一中间温度，进行形变然后淬火得马氏体组织的综合处理工艺叫做亚稳奥氏体形变淬火或低温形变淬火（为了叙述方便，以下均称为低温形变淬火）。图 3.4-2 为低温形变淬火工艺的示意图。为了获得良好的力学性能组合，一般不希望在亚稳奥氏体的形变及随后的冷却过程中产生非马氏体组织，因而要求过冷奥氏体具有足够的稳定性（钢的等温转变图比较偏右）。从低温形变淬火工艺易于进行的角度出发，则要求将形变温度选择在亚稳奥氏体最稳定或足够稳定的温度区间之内。

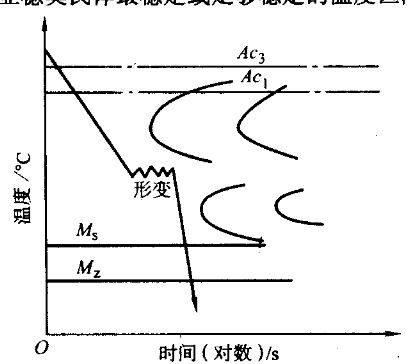


图 3.4-2 低温形变淬火示意图

2.1 低温形变热处理工艺

工艺参数对低温形变淬火效果有很大影响。为了弄清低温形变淬火的强化规律，以达到优化工艺的目的，我们将对下列工艺参数逐个地进行讨论：奥氏体化温度、形变温度、形变前后的停留及形变后的再加热、形变量、形变方式及形变速度。

2.1.1 奥氏体化温度

奥氏体化温度对低温形变淬火效果的影响随钢的成分而大不相同。在形变量相同的条件下（均为 91%），奥氏体化温度在 1 038 ~ 1 290℃间变化时，对 AISI - H11 钢低温形变淬火后的拉伸性能几乎没有影响（见图 3.4-3）。但提高奥氏体化温度，却使低温形变淬火 0.3%C - 3.0%Cr - 1.5%Ni 钢的强度和断面收缩率同时下降。图 3.4-4 示出了奥氏体化温度（以及奥氏体化前的预先固溶处理）对低温形变淬火 40CrNiMo（0.37%C - 1.52%Ni - 1.20%Cr - 0.30%Mo）钢抗拉强度的影响结果。钢的预先固溶处理温度为 1 300℃保持时间 30 min，处理后的钢淬火成马氏体。奥氏体化温度为 830 ~ 1 050℃，奥氏体化后进行 600℃，75%的低温形变淬火处理。由图可见，预先的高温固溶处理降低低温形变淬火钢的抗拉强度，而奥氏体化温度愈低时，低温形变淬火钢的抗拉强度愈高。因此，建议在可能条件下，尽量采用较低的奥氏体化温度。因为奥氏体化温度愈低，奥氏体的晶粒愈细，碳化物溶解扩散愈不能充分进行，奥氏体的浓度愈不均匀，这种组织上的不均匀性为以后形变时碳化物的析出和杂质原子向位错上的集聚提供了有利的条件，因而使强度提高。

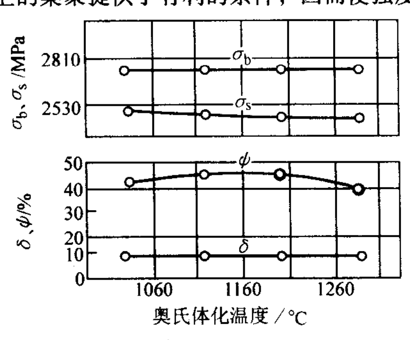


图 3.4-3 H - 11 钢奥氏体化温度对低温形变（91%）淬火后拉伸性能的影响（538℃回火）

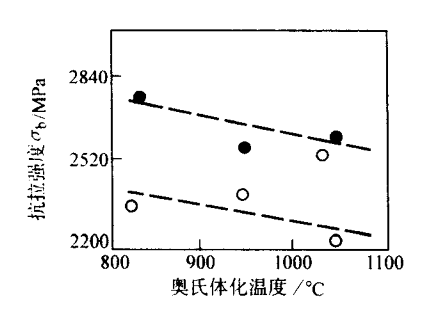


图 3.4-4 40CrNiMo（En24）钢奥氏体化温度对低温形变淬火抗拉强度的影响

○—1 300℃预固溶处理；●—无预固溶处理

2.1.2 形变温度

低温形变淬火工艺中的一个关键性参数就是形变温度。形变温度对18CrNiW钢拉伸性能的影响如图3.4-5所示。从图中可见，形变温度在300～1 000℃间变化时，随着形变温度的降低，强度不断增高，伸长率却不断下降。图3.4-6示出了低温形变淬火H11钢的拉伸性能随形变温度的变化。由图3.4-6a可见，形变温度愈低时强度愈高，而当形变温度高于704℃时，形变淬火的强化效果则急剧下降。而当形变量小时，形变温度的影响比较小；形变量愈大，形变温度的影响也愈为严重。由图3.4-6b可见，如果形变温度高于某一临界值，伸长率和断面收缩率几乎与普通淬火处理者一样，亦即呈现出良好的塑性。可是，当形变温度低于这一临界温度时，伸长率和断面收缩率则同时下降。如果这时采用较大的形变量，也就是说，形变量大于某一临界值时，亦能获得良好的塑性。如果形变温度再低，又呈现出塑性的恢复现象（即塑性在某一形变温度下有极小值）。这就说明，为了获得良好的塑性，需要在某一临界温度以上进行形变。或者在低于这个临界温度下进行形变时必须采用超过某一临界值的大形变量。如对H11钢来说，临界形变温度大约为540℃，临界形变量大约为75%。而对其他钢种来说，尚不知是否也有这种临界形变温度和临界形变量。图3.4-7是在30CrNiMo钢上得到的结果。随着形变温度的降低，硬度与强度不断升高、而塑性与韧性不断下降。当形变温度低于500℃时，由于形成了贝氏体组织使强度急剧下降。看来，形变温度对力学性能影响的总趋势是，形变温度愈低，强化效果愈大，但塑性与韧性则有所下降。当形变温度过低，在形变过程或在形变后的冷却过程中形成贝氏体时，则显著降低强化效果。

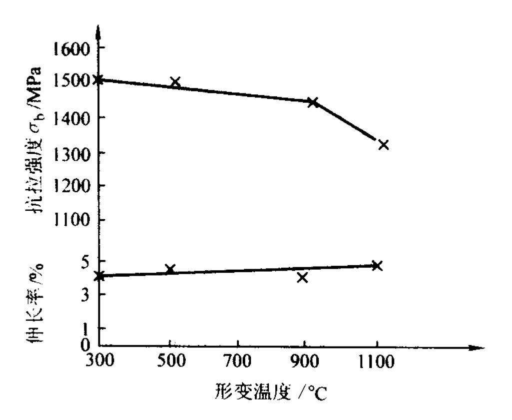
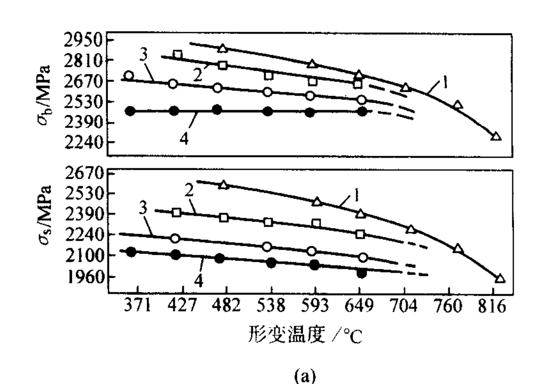


图 3.4-5 18CrNiW钢形变温度对形变淬火后拉伸性能的影响（形变量60%，回火温度100℃）



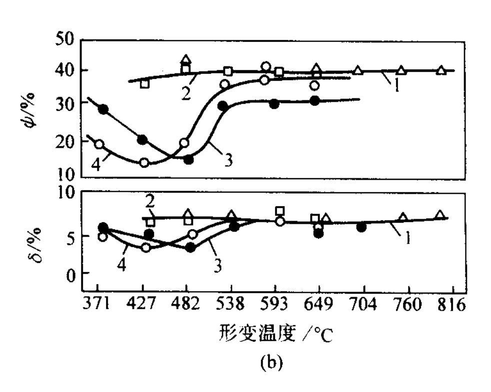


图 3.4-6 H11钢（0.35%C、5.0%Cr、1.5%Mo、0.4%V）**形变温度对形变淬火回火后力学性能的影响**

（一般处理时 σ_b2 170 MPa，σ_s168 MPa）

形变量：1—94%；2—75%；3—50%；4—30%

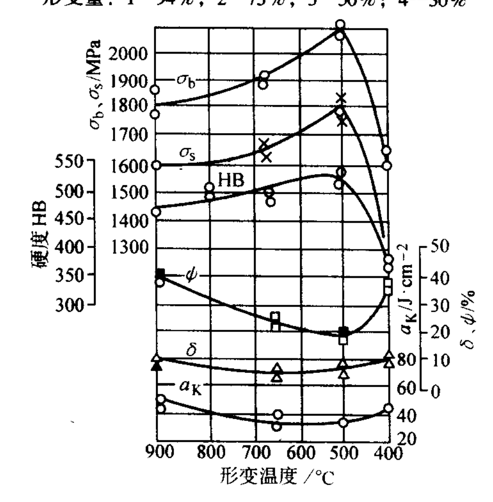


图 3.4-7 30CrNiMo钢形变量温度对力学性能的影响

（奥氏体化温度1 150℃，形变量50%，形变淬火后200℃回火4 h）

2.1.3 形变前后的停留及形变后的再加热

如果奥氏体的稳定性比较高，冷却至形变温度并停留一段时间，奥氏体不发生分解，则形变前的停留对低温形变淬火后的性能没有影响。

为了获得满意的强化效果，低温形变淬火时通常要求形变量在60%～70%以上。但一般进行低温形变时要一次获得这样大的形变量是相当困难的。而研究发现只要多次小形变时累积起来的总形变量与一次形变时相同，则两种形变并淬火后钢的性能就没有多大差异（表3.4-2）。由表3.4-2可以看出，两种形变淬火规范虽然不同，但却获得了相近的强化效果，550℃中间保温与一次形变63%的规范相比，既没有产生弱化，也没有产生进一步的强化。在H11钢上也得到了类似的结果（表3.4-3），表明形变前后的中间加热对淬火钢

的力学性能没有显著影响。若仔细分析表 3.4-3 中的数据可以发现，这种中间加热对钢的强度不但无损，而且还有使之稍许提高的趋势，而塑性则基本保持不变。

表 3.4-2　中间加热对 30CrMnSiNiA 钢低温形变淬火后力学性能影响

工艺过程	σ_b /MPa	σ_s /MPa	a_K /J·cm^{-2}
900℃油中淬火	2 100	1 880	34
900℃奥氏体化→550℃形变 63%→油淬	2 360	2 170	20
900℃奥氏体化→550℃形变 25%→550℃保持 1 h→再形变 25%→550℃再保持 1 h→再形变 13%→油淬	2 350	2 130	22

表 3.4-3　中间加热对 H11 钢低温形变淬火回火后力学性能的影响

工艺过程	σ_b /MPa	σ_s /MPa	ψ /%	δ /%
形变量 91%，形变后立即淬火	2 737	2 531	37	7.6
形变量 50%，540℃保持 2 h，继续形变到 91%，淬火	2 760	2 559	35	7.2
形变量 50%，540℃保持 4 h，继续形变到 91%，淬火	2 812	2 642	36	6.8
形变量 91%，540℃保持 20 h，淬火	2 812	2 587	39	7.4

一般认为形变后应立即淬火，稍有停留就会降低形变淬火效果。其实，并非在所有情况下都是如此。有人介绍了一种低温形变淬火的新方法。这种方法是在亚稳奥氏体形变后，将钢料加热至略高于形变温度的某一温度，在这个温度下保持几分钟使奥氏体产生多边化过程，然后进行淬火和回火。与普通低温形变淬火相比，这种处理能进一步提高某些钢的强度与塑性。该作者选用 15CrNiMoV、15Cr12NiMoWVA、25Cr2MnSiNiWMo 和 28Cr3SiNiMoWVA 四种钢进行试验。试样的处理规范是：1 050～1 100℃或 1 200℃奥氏体化，550℃形变 30%～37%，然后将试样加热至 550～700℃并保持 5～1 000 s，最后淬火成马氏体。经过这一处理后上述四种钢的力学性能如表 3.4-4 所列。可以看出，多边化处理能显著地提高 15CrNiMoV 钢的塑性。随着多边化处理温度的提高及时间的延长，塑性不断增加。而强度则略有下降。650℃保持 34 s 时，强度与塑性的配合最好。较高温度（700℃、650℃）的多边化处理稍许降低 15Cr12NiMoWVA 钢的强度；而较低温度（600℃、550℃）、较短时间的多边化处理，则可使强度稍许提高。550℃保持 20 s 时，强度最高。600℃下保持 20 s 时，强度和塑性的配合最好，此时 σ_b = 2 040 MPa，ψ = 37%。多边化处理同样能进一步提高 28Cr3SiNiMoWVA 和 25Cr2MnSiNiWMo 钢的强度。600℃及 650℃的多边化处理则能同时提高这两种钢的强度与塑性。

2.1.4　形变量

在形变热处理过程中形变量是最重要的参数。为获得最好的力学性能组合，可在很大范围内调整形变量。在低温形变淬火温度范围内，一般形变量愈大，强化效果愈显著。

表 3.4-4　多边化处理温度和时间对 15CrNiMoV、15Cr12NiMoWVA、25Cr2MnSiNiWMo 和 28Cr3SiNiMoWVA 钢低温形变淬火后性能的影响

多边化处理温度/℃	保持间 /s	15CrNiMoV①		15Cr12NiMoWVA②		25Cr2MnSiNiWMo②		28Cr3SiNiMoWVA②	
		σ_b/MPa	ψ/%	σ_b/MPa	ψ/%	σ_b/MPa	ψ/%	σ_b/MPa	ψ/%
普通热处理		1 600	16	1 700	38	1 900	20	1 980	17
低温形变淬火		2 050	18	2 000	33	2 120	26.8	2 230	28
700	5	1 900	25	1 975	34	—	—	—	—
	20	1 800	28	1 965	34.5	—	—	—	—
	34	1 780	33	—	—	—	—	—	—
	100	—	—	1 960	34.5	—	—	—	—
	400	—	—	1 910	34.5	—	—	—	—
	1 000	—	—	1 815	37	—	—	—	—
650	5	2 000	20	1 980	28.5	2 155	30.6	2 225	30
	20	1 920	20	1 980	28.5	2 150	31	2 220	32
	34	1 880	23	—	—	—	—	—	—
	100	—	—	1 970	28.5	2 150	34	2 220	32
	400	—	—	1 940	28.5	2 135	36	2 220	31.8
	1 000	—	—	1 870	29	1 865	31	2 210	31.5
600	5	—	—	2 020	32	2 180	35.8	2 250	31.5
	20	—	—	2 040	37	2 170	36.6	2 280	34
	100	—	—	2 055	34	2 165	38	2 280	34
	400	—	—	2 015	28	2 155	38	2 290	34
	1 000	—	—	1 980	25	2 150	35	2 290	34
550	5	—	—	2 080	29.5	2 210	26	2 350	25.5
	20	—	—	2 095	25	2 210	24	2 315	24.5
	100	—	—	2 095	22	2 200	29.5	2 320	23.5
	400	—	—	2 080	22	2 185	34.5	2 305	26
	1 000	—	—	2 070	23	2 185	36	2 395	26.5

① 形变量 35%～37%。
② 形变量 30%～33%。

形变量对非二次硬化型 0.31%C－3.0%Cr－1.5%Ni 钢拉伸性能的影响如图 3.4-8 所示。奥氏体化温度为 930℃，形变温度为 540℃，回火温度为 330℃。从图中可见，抗拉强度和屈服点随形变量的增加而呈直线上升。屈服点上升的比率为每 1%形变量 5 MPa。在具有一定碳含量的二次硬化型钢（例如 AISI410 不锈钢和 AISI4340 钢）中也获得了同样的屈服点随形变量而上升的比率——每 1%形变量 6 MPa。从图 3.4-8 中还看到，形变量对伸长率几乎没有影响。形变量增加时，断面收缩率有所下降。

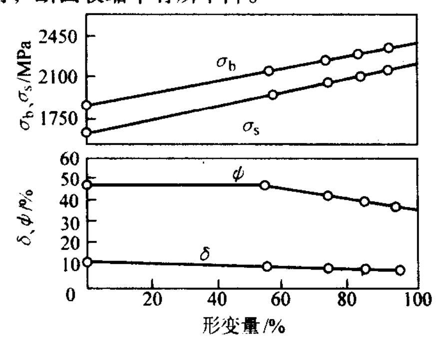


图 3.4-8　形变量对 0.31%C－3.0%Cr－1.5%Ni 钢拉伸性能的影响
（奥氏体化温度 930℃、形变温度 540℃、回火温度 330℃）

2.1.5　形变方式

可供选择的形变方式有轧制、挤压、旋压、锤锻、爆炸成型和深拉延。一般棒材、钢带、钢板都采用轧制变形，棒材也可用挤压变形。直径＜250 mm 的管材可采用旋压，各种锻件可用锻锤和压力机锻压成形，直径＜76 mm 的管材可用爆炸成形，直径＜305 mm 的管材可用深拉延。

有关各种形变方式对钢的低温形变淬火强化效果的研究表明：低温形变淬火强化效果与形变温度及形变量有关，而与形变方式无关。图 3.4-9 所示为压力机活塞运动速度对采用挤压方式进行低温形变淬火处理的 Vasco MA 钢的力学性能的影响。从图中可见，随着活塞运动速度的增大，尽管挤压开始温度不同（分别为 593℃和 649℃），强度指标均下降。这是因为，当活塞运动速度增大时，工件内部发热，与提高形变温度的效果相当，从而使强度指标下降。当形变量一定时（70%），用两种形变方式可获得相同的强化效果。

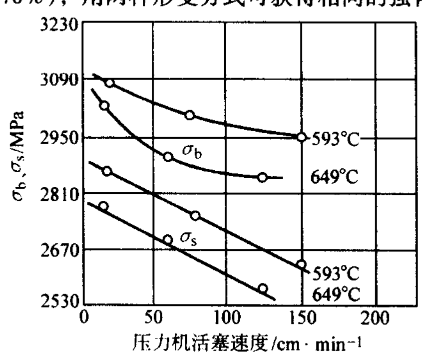


图 3.4-9　压力机活塞运动速度对以挤压方式低温形变淬火的 VascoMA 钢拉伸性能的影响（开始挤压温度为 593℃和 649℃，形变量 70%，回火温度 552℃）

2.1.6　形变速度

形变速度对低温形变淬火效果的影响还找不出统一的规律，有研究结果得到，随着形变速度的增大强化效果下降，有人却认为形变速度增大时强化效果增强，还有人证实形变速度对强化效果无太大影响。

形变速度增大时强化效果下降的例子从图 3.4-9 中已可见到。随着活塞运动速度（形变速度）的增大，抗拉点和屈服强度均相应下降。前已指出，这种强度的下降可能与形变过程中钢料的升温效应有关。

有人考察了形变速度对不同的三种钢强化效果的影响。结果表明，提高形变速度，使低温形变淬火钢的抗拉强度增加（表 3.4-5）。钢种不同，强度增幅亦不同。对 1.5Ni－Cr－Mo 和 3%Cr－Ni－Si 来说，增大形变速度时，强度增加幅度较大，而塑性变化不大。对 4.25Ni－Cr－Mo 钢来说，增大形变速度时，强度提高不多，而塑性稍有下降。这个试验的形变方式为拉伸，所用试样较小（断面积只有 8 mm^2），可能在形变过程中试样温度变化不大，因而提高形变速度，相当于降低形变温度而使钢的强度进一步提高。

表 3.4-5　形变速度对抗拉强度的影响

钢种		$1\frac{1}{2}$Ni－Cr－Mo		$4\frac{1}{4}$Ni－Cr－Mo		3Cr－Ni－Si	
形变量/%		50	80	50	80	50	80
抗拉强度/MPa	形变速度小	1 970	2 220	2 010	2 190	1 900	2 570
	形变速度大	2 310	2 290	2 050	2 320	2 250	2 790

当截面较大的工件形变时，由于机械能向热能的转化，心部温度随形变速度提高而迅速增加，温度的作用使强化效果降低。工件截面小时，随形变速度的增加，工件的温度升高不大，使形变过程基本在恒定温度下进行，从而有好的强化效果。

2.1.7　形变后的冷却

在形变后的冷却过程中如冷速较慢或冷却中断，可能产生非马氏体组织而使性能显著变坏。故形变后一般都采取快速冷却，以保证形变奥氏体转变为马氏体。

图 3.4-10 所示为非马氏体组织的形成对低温形变淬火 H11 钢拉伸性能的影响。亚稳奥氏体形变后，于 704℃恒温保持，使之进行部分珠光体转变。随着珠光体量的增加，强度直线下降。当于 539℃恒温保持，使之进行部分贝氏体转变时，也会导致强度下降，但下降的幅度较小。所以，在低温形变淬火整个过程，包括奥氏体化后到形变温度的冷却过程、形变过程以及形变后的保温和冷却过程中，为了获得良好而稳定的力学性能，都应避免非马氏体组织的形成。

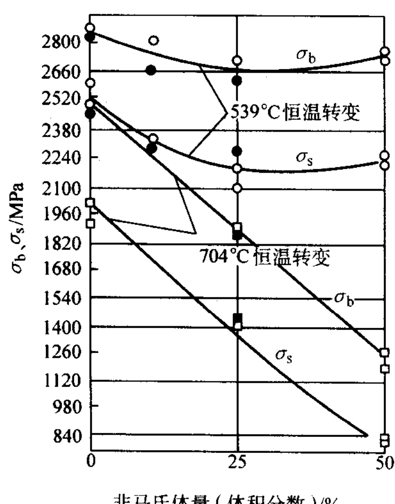


图 3.4-10　非马氏体组织对 H11 钢低温形变淬火后拉伸性能的影响
●—539℃轧制，形变率 75%；○—482℃轧制，形变率 75%；
■—539℃轧制，形变率 25%；□—482℃轧制，形变率 25%

然而，在过冷奥氏体相当稳定不会产生非马氏体的前提下，形变后的保温和加热对强化效果有时还有好的作用（见2.1.3）。

2.2 钢低温形变热处理后的组织

2.2.1 形变淬火钢的组织的特征

低温形变淬火钢金相组织上最主要的特征是马氏体片细小。在一定奥氏体化温度下，形变量增加，马氏体显著细化。马氏体的细化通常多用亚稳奥氏体形变后提供了更多的马氏体形核部位，以及由于形变而造成的各种缺陷和滑移带能阻止马氏体片长大来解释。滑移带能阻止马氏体长大，这是早已熟知的事实。

研究表明：小量形变有促进马氏体转变的作用，即提高 M_s 点，使残留奥氏体量减少；大量形变则会阻碍马氏体转变，即降低 M_s 点，使残留奥氏体量增加，也就是产生了所谓机械稳定化作用。促进马氏体转变的小量形变，因研究所用合金的不同而异，一般皆在3%以下，在有些合金上甚至观察不到这种促变作用，而当形变量仅为0.9%时，就呈现出机械稳定化作用。在通常讨论的形变热处理范畴内，采用的形变量都较大，所以一般不涉及小量形变对马氏体的促变问题。

一般说来，低温形变淬火会使钢中的残留奥氏体量增加。0.49%C－3%Cr－1.5%Ni钢在510℃、83%低温形变淬火时，M_s 点下降20℃，残留奥氏体量增加13%左右（图3.4-11）。随着碳含量的增加，残留奥氏体量增大。在含0.47%C和0.63%C的钢中，随着形变量的增加，残留奥氏体量有所增多；当形变量超过75%以后，残留奥氏体量又有所减少，即产生了反稳定化作用。这种大形变量下的反稳定化作用早已被观察到。而且认为，这种反稳定化的原因，可能是由于在大形变量下产生大量缺陷，促使生核率增加了的缘故，也可能是由于碳化物在形变中从奥氏体析出而使 M_s 点升高，从而引起残留奥氏体量减少。

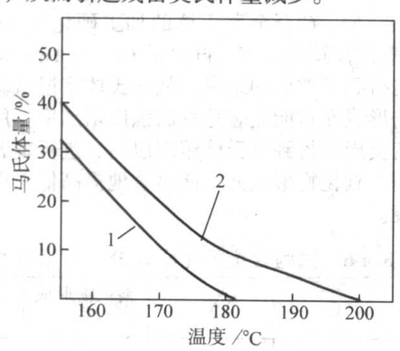


图3.4-11 马氏体量与形变温度和形变量间的关系
1—形变量83%；2—未形变

2.2.2 形变淬火钢的精细结构与碳化物析出

低温形变淬火后马氏体的位错密度很高，并含有高度弥散的碳化物，已经为大量的电子显微镜直接观察和X射线结构分析方法所证明。

图3.4-12示出了45CrMnSi在535℃下形变30%然后淬火所得到马氏体的位错密度与回火温度的关系曲线。由图中可见，低温形变淬火可显著提高位错密度。以150℃回火者为例，普通淬火试样的位错密度为 $5.3\times10^{11}\,cm^{-1}$，而低温形变淬火者则增高到 $11.4\times10^{11}\,cm^{-1}$。

许多人还对形变奥氏体的精细构造进行了研究，观察到在形变过程中奥氏体基底上有大量的细小碳化物析出。如观察到Fe－30%Ni－0.08%C合金（M_s＝20℃）于14℃、60%形变淬火后，碳化物沿滑移线析出（图3.4-13）。含有析出碳化物的奥氏体与不含碳化物的奥氏体之间的显微硬度差值为85。在其他合金中也证实形变过程中自奥氏体直接析出了 $Cr_{23}C_6$、VC或MoC等碳化物。

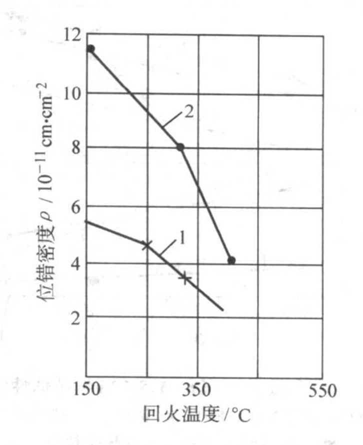


图3.4-12 位错密度——回火温度关系曲线
1—普通淬火；2—低温形变淬火

(a) ×200

(b) ×800

图3.4-13 Fe－30%Ni－C合金14℃ 60%形变淬火后的显微组织

只考虑位错密度的大小是不全面的，还要考虑位错的结构，即其排列形式的问题。位错的密度及其结构形式决定着钢的强度和韧性，而位错结构的稳定与否又决定着钢的抗再结晶能力，以及多次相变重结晶后这种位错结构再现的可能性（形变热处理强化效果的遗传性）。

电子显微镜的研究结果还表明，在低温形变淬火的马氏体细片中还存在着更微细的亚晶块结构。在亚晶块的边界上集中有大量的位错，而在亚晶块内部位错较少。

2.3 钢低温形变热处理后的力学性能

2.3.1 钢中合金元素对形变淬火后力学性能的影响

钢中合金元素不同，对形变淬火后力学性能的影响也不同。为搞清低温形变淬火强化机理和设计低温形变淬火钢，有必要了解碳及其他合金元素在低温形变淬火钢中的作用。

（1）碳的作用

在合金结构钢中的碳含量（质量分数）从0.3%到0.6%的范围内，低温形变淬火后的强度随着碳含量的增加呈直线上升（图3.4-14），由于形变淬火而获得的强度增量几乎保持一个常数。对多种钢所进行的研究均表明低温形变淬火而引起的强度增量与钢中的碳含量无关，只决定于形变量。强度增量与形变量间存在着直线关系（图3.4-15）。

综合上述研究结果可以认为，当钢中的碳含量在0.1%～0.6%左右变化时，因低温形变淬火而引起的强度增量与碳含量无关。随着钢中合金元素含量的不同，强度增加率也不同。如对H11钢，为每1%形变量7 MPa左右，而对3%Cr等钢则为每1%形变量5 MPa左右。

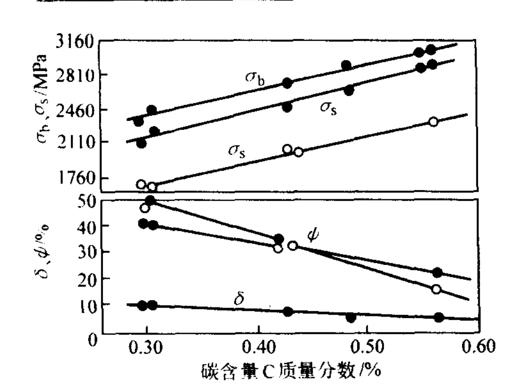


图 3.4-14　碳含量对 3%Cr-1.5%Ni 钢拉伸性能的影响

（900℃奥氏体化，540℃形变 91%，330℃回火）

●—低温形变淬火；○—普通热处理

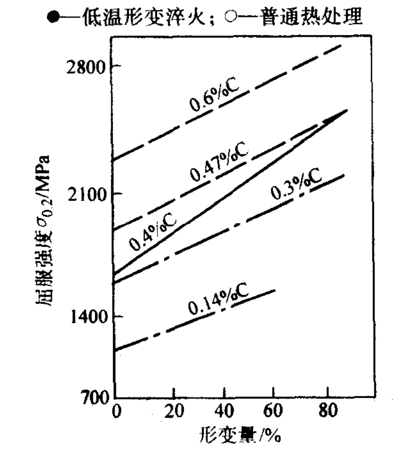


图 3.4-15　低温形变热处理时的形变量对不同碳含量（质量分数）钢屈服强度的影响

—— 3%Cr 钢；－－－－SAE4340 钢；—·—410 不锈钢

当钢中的碳含量低于某一界限时，低温形变淬火的强度增加率将随含碳量的不同而变化，碳含量愈低，强度增加率愈小。如在不同碳含量的 Fe-Ni 合金上所获得的结果表明：含 0.8%C 的 Fe-Ni 合金的屈服强度增加率是含 0.003%C 合金的两倍。有人计算了低温形变淬火用钢的最低碳含量。试验与推算结果都证明，低温形变淬火用钢的最低碳含量应为 0.1%左右。

当钢中碳含量在 0.6%以上时，低温形变淬火后的强度有下降的趋势。在不同碳含量的钢上发现、随着碳含量的变化，σ_b-C%曲线上出现极大值（图 3.4-16）。超过此极大值后，拉伸断口由韧性变为脆性破断。对应强度最大值的碳含量为 0.48%。此外，曾在碳含量为 0.35%、0.40%、0.49%的三种 4.5%Ni-Cr 钢中发现，当碳含量为 0.4%时。低温形变淬火后屈服强度增量最大。因此，为了得到良好的力学

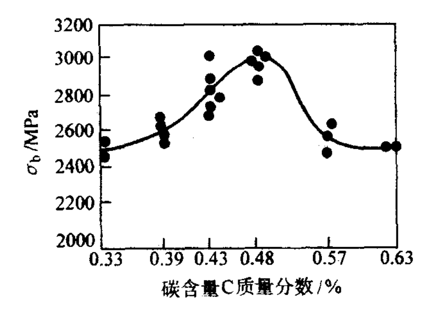


图 3.4-16　碳含量对 1.86%Cr-2.33%Ni-1.05%Mn-1.03%Si-1.03%W-0.47%Mo 钢低温形变淬火强度的影响

（1000℃奥氏体化、550℃形变 90%，100℃回火）

性能组合，低温形变淬火用钢的碳含量应控制在 0.5%（质量分数）以下。

（2）碳化物形成元素的作用

图 3.4-17 表明了 Mo、V、Cr 等碳化物形成元素在低温形变淬火中的显著作用。可见，不含碳化物形成元素的 Fe-Ni-C合金屈服强度增加率为每 1%形变量 6 MPa，碳含量很少的 Fe-Ni 合金强度增加率很小，而碳化物形成元素 Mo、V、Cr 总含量达 7%的 H11 钢的屈服强度增加率则为 9 MPa。

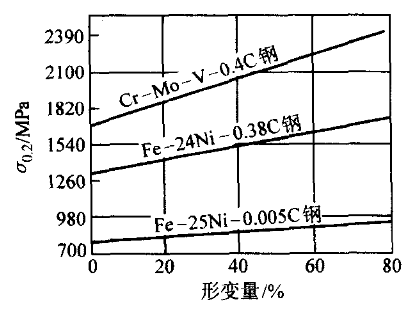


图 3.4-17　含碳化物形成元素的 H11 钢和不含碳化形成元素的 Fe-Ni-C 合金的低温形变淬火屈服强度的增加率

为了研究奥氏体的形变强化以及碳化物形成元素的影响、还必须引入奥氏体加工硬化度（nK）这一概念。假定奥氏体在 427～538℃温度下形变，其真应力 σ 与真应变 ε 之间符合下列关系式

$$\sigma = K\varepsilon^n$$

式中，K 为强化系数；n 为加工硬化指数。

从上式可求出加工硬化率 $\delta\sigma/\delta\varepsilon = nK^{n-1}$，定义 $\varepsilon = 100\%$ 时的加工硬化率为加工硬化度，即 $|\delta\sigma/\delta\varepsilon|_{\varepsilon=100\%} = nK$。

表 3.4-6 所列的各种合金亚稳奥氏体形变强化的试验结果列于表 3.4-7。由这些结果可以看出：碳化物形成元素能显著提高 Fe-Ni-C 合金奥氏体的加工硬化度 nK，其中以 Mo 的影响最大，其次是 V，再次是 Cr。在 Fe-Mn-C 奥氏体合金上也得到了类似的结果。从奥氏体室温试验的结果得到，碳化物形成元素能显著地提高强度增加率。用深冷处理方法从形变奥氏体得到马氏体组织以后，进行室温拉伸试验的结果表明，碳化物形成元素能显著地提高低温形变淬火马氏体的强度。

表 3.4-6　试验合金的化学成分（质量分数）　%

序　号	C	Ni	碳化物形成元素	奥氏体化温度/℃
1	0.30	27.94	—	1 200
2	0.32	25.16	0.56Nb	1 290
3	0.32	20.15	4.70Cr	1 200
4	0.32	16.40	4.72Cr	1 200
5	0.30	24.82	0.30V	1 290
6	0.29	24.73	1.85V	1 290
7	0.28	24.92	4.50Mo	1 200

碳化物形成元素对低温形变淬火强化的贡献来源于亚稳奥氏体形变过程中出现的应变诱发碳化物沉淀现象。这些应变诱发碳化物十分细小而弥散，其大小为 7 nm 左右，间距为 0.1 μm 左右。亚稳奥氏体形变过程中产生的碳化物沉淀，在钢亚稳奥氏体拉伸曲线上的反映可能是出现锯齿状。这种锯齿状曲线的出现是位错与碳化物质点间剧烈交互作用的结果。

表 3.4-7　碳化物形成元素对 Fe-Ni-C 合金力学性能的影响

合　金	奥氏体试验温度 427～527℃			奥氏体室温试验		马氏体室温试验		深冷至液氮温度时的马氏体量（体积分数）/%
	n	K	nK	每1%形变量的抗拉强度增加值	每1%形变量的屈服强度增加值	每1%形变量的抗拉强度增加值	每1%形变量的屈服强度增加值	
		MPa		MPa				
28Ni-0.3C	0.441	70	31	0.57	约 0.91			约 75
25Ni-0.5Nb-0.3C	0.400	78	31		约 0.77	0.31	0.41	约 75
20Ni-5Cr-0.3C	0.509	113	58	0.90	约 1.12			0
16.5Ni-5Cr-0.3C	0.523	112	59	0.93	约 1.26	1.04	0.83	约 50
25Ni-0.3V-0.3C	0.540	109	58	0.76	约 1.05	0.78	0.84	约 70
25Ni-1.8V-0.3C	0.525	137	72	1.12	约 1.60			约 70
25Ni-4.5Mo-0.3C	0.545	141	77	1.21	约 1.60	0.88	1.05	约 25

（3）非碳化物形成元素的作用

非碳化物形成元素 Si 是奥素体和铁素体的固溶强化元素，能显著地提高钢的回火抗力。在 0.4% C（质量分数）的 Cr－Ni－Mo 钢中加入 1.5% Si（质量分数），在低温形变淬火并 200～300℃回火后的抗拉强度达到 2 670 MPa，屈服强度为 2 350 MPa，而加入 0.3% Si（质量分数）时，其抗拉强度仅为 2 200 MPa，屈服强度仅为 1 960 MPa。也有人介绍 Si 与 Cr 的组合能显著地改善低温形变淬火钢的性能。

Mn 在提高低温形变淬火钢的强度与塑性方面没有什么特殊的贡献。但其价格便宜，可作为 Ni 的代用品来增加亚稳奥氏体的稳定性，便于钢实施低温形变淬火工艺。Ni 的固溶强化作用不大，但可提高钢的韧性，提高亚稳奥氏体的稳定性。

2.3.2　低温形变淬火钢的回火抗力

低温形变淬火钢的一个重要特性是有较高的回火抗力，使形变淬火而产生的强化效果可保持到很高的回火温度。图 3.4-18 所示为低温形变淬火 45CrMnSi 钢的硬度-回火温度曲线。试样的处理规范是：950℃奥氏体化，535℃压缩形变 30%，然后油冷淬火。从图可见，低温形变淬火的硬度增量（4.5HRC 左右）一直保持到 600℃这样高的回火温度。

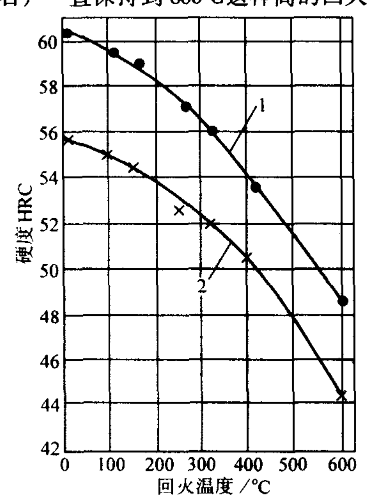


图 3.4-18　45CrMnSi 钢低温形变淬火与普通淬火试样的硬度－回火温度曲线

1—低温形变淬火；2—普通淬火

低温形变淬火可改变淬火回火时有二次硬化特性钢的性能。图 3.4-19 示出低温形变淬火改善 1% Ni－2% Cr－Mo－V 钢回火二次硬化效果的情况。这种钢普通淬火后的二次硬化现象并不明显，但在 93% 低温形变淬火后，二次硬化异常显著。

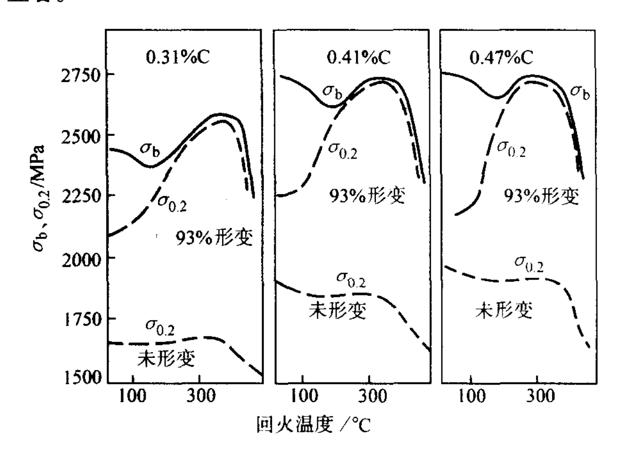


图 3.4-19　1% Ni－2% Cr－Mo－V 钢 93% 低温形变淬火后的回火特性

在 300M、H11 和 VascoMA 钢上获得了抑制二次硬化的效果（图 3.4-20）。图中可见，这三种钢（尤其后二种钢）在普通淬火时，都有明显的二次硬化现象。但经过较大形变量的低温形变淬火之后，二次硬化现象几乎完全被抑制，并呈现出较高的回火抗力。VascoMA 钢的回火抗力异常高。

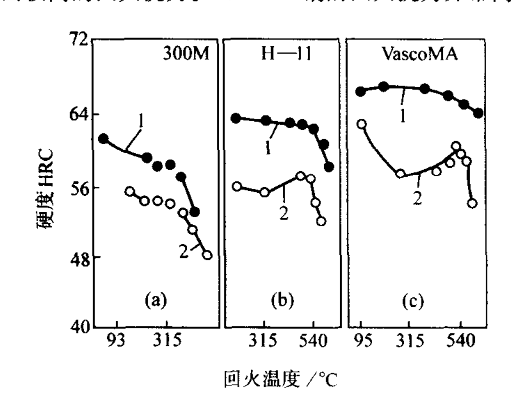


图 3.4-20　300M，H11 和 VascoMA 钢低温形变淬火的回火特性

1—低温形变淬火；2—普通淬火

（a）593℃形变 68%；（b）455～565℃形变 91%；

（c）595℃形变 91%

低温形变淬火能促进一些钢的二次硬化。如图3.4-21是含Si量分别为1.5%和3.0%的0.3%C-3%Cr钢低温形变淬火后的回火曲线所示，1.5%Si钢回火时不出现明显的二次硬化，而3.0%Si钢回火时却有明显的二次硬化现象，在315~450℃之间回火时。含3%Si的钢抗拉强度和屈服点也普遍较高。

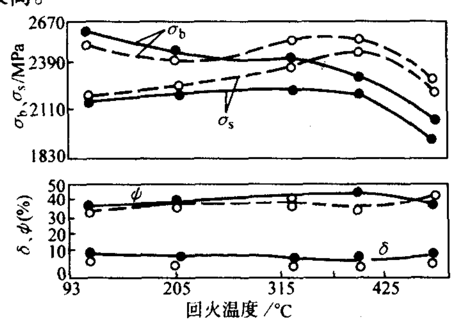


图3.4-21　含Si0.3%C-3%Cr钢低温形变淬火后的回火特性（510℃形变94%）
—— 0.31%C，3%Cr，1.5%Si；
- - - 0.29%C，3%Cr，3.0%Si
（成分为质量分数）

低温形变淬火之所以能促进或抑制钢的二次硬化过程，需用亚稳奥氏体形变对碳化物形成过程的影响予以解释。前已述及，亚稳奥氏体形变有促进碳化物沉淀的作用（应变诱发碳化物沉淀）。这种应变诱发作用因合金、形变量、形变温度、形变速度以及奥氏体化温度等的不同而异。例如，形变量较小或钢中含碳化物形成元素量较少时，应变诱发碳化物沉淀处于预沉淀阶段。在随后的回火过程中，当回火温度还很低时，碳化物就开始沉淀，回火温度升高，沉淀继续进行。与普通淬火相比，形变淬火试样的碳化物更弥散而细小，于是我们观察到低温形变淬火对二次硬化的促进作用的主要表现是二次硬化峰值高和开始出现二次硬化的回火温度移向低温。其实，低温形变淬火并非抑制钢的二次硬化过程，而是提前造成了与二次硬化相同的碳化物状态。透射电子显微镜观察表明了低温形变淬火对碳化物质点大小与分布的影响：未形变者碳化物质点粗大，相距很远。大形变者，碳化物细小而弥散。从质点强化理论得知，当碳化物数量一定时，质点愈细小，合金的强度则愈强

2.3.3　低温形变淬火钢的力学性能

（1）拉伸性能

与普通淬火处理相比，低温形变淬火能在塑性基本保持不变的情况下提高抗拉强度300~700 MPa，有时甚至能提高1 000 MPa。例如，VascoMA钢经普通热处理后抗拉强度为2 200 MPa，屈服强度为1 950 MPa，伸长率为8%，低温形变淬火处理后则分别达到3 200 MPa，2 900 MPa和8%。表3.4-8所列为已发表的低温形变淬火钢的拉伸性能数据。

表3.4-8　低温形变淬火钢的力学性能

钢　　种	低温形变淬火			抗拉强度 σ_b/MPa		屈服强度 $\sigma_{0.2}$/MPa		伸长率 δ /%	
	形变温度 /℃	形变量(体积分数) /%	回火温度 /℃	低温形变淬火	普通热处理	低温形变淬火	普通热处理	低温形变淬火	普通热处理
Vasco MA	590	91	570	3 200	2 200	2 900	1 950	8	8
V63(0.63C-3Cr-1.6Ni-1.5Si)	540	90	100	3 200	2 250	2 250	1 700	8	1
V48(0.48C-3Cr-1.6Ni-1.5Si)	540	90	100	3 100	2 400	2 100	1 550	9	5
D6A	590	71	—	3 100	2 100	2 300	1 650	6	10
A41(0.41C-2Cr-1Ni-1.5Si)	540	93	370	3 750	—	2 750	1 800	—	—
A47(0.47C-2Cr-1Ni-1.5Si)	540	93	315	3 750	—	2 750	1 900	—	—
H11	500	91	540	2 700	2 000	2 450	1 550	9	10
Halcomb 218	480	50	—	2 700	2 000	2 100	1 600	9	4.5
B12(0.4C-5Ni-1.5Cr-1.5Si)	540	75	—	2 700	2 200	1 950	1 750	7.5	2
Labelle HT	480	65	—	2 600	1 900	2 450	1 700	5	6
A31(0.31C-2Cr-1Ni-1.5Si)	540	93	370	2 600	—	2 600	1 600	—	—
A26	540	75	—	2 600	2 100	1 900	1 800	9	0
Super Tricent	480	65	—	2 400	2 200	2 100	1 800	10	6
AISI 4340	840	71	100	2 200	1 900	1 700	1 600	10	10
12Cr 不锈钢	430	57	—	1 700	—	1 400	—	13	—
12Cr-2Ni	550	80	430	1 650	1 280	1 400	1 000	15	21
12Cr-8.5Ni-0.3C	310	90	—	—	—	1 800	420	—	—
24Ni-0.38C	100	79	150	—	—	1 750	1 350	—	—
25Ni-0.005C	260	79	—	—	—	980	840	—	—
34CrNi4	—	85	—	—	—	2 880	2 970	12	2
40CrSiNiWV	—	85	—	2 760	2 000	2 260	1 660	5.9	5.5
40CrMnSiNiMoV	—	85	—	2 800	2 110	2 250	1 840	7.1	8.0
En30B	450	46	250	1 820	1 520	1 340	1 070	16	18

低温形变淬火不但能够提高常温力学性能，而且能提高其高温力学性能。Vasco MA 钢经低温形变淬火与普通热处理后的高温抗拉强度示于图 3.4-22，由图中可见，低温形变淬火钢在 593℃下的抗拉强度比普通处理钢在 482℃下的抗拉强度还要高，538℃下的高温抗拉强度与普通热处理钢的常温抗拉强度相当。在 5%Cr－Mo－V 钢上也得到了类似的结果。

(2) 冲击性能

目前，低温形变淬火对钢的冲击性能的影响规律尚无统一认识。有的试验结果表明低温形变淬火可提高冲击韧性，有的结果则认为对冲击性能无影响，还有的结果却相反。

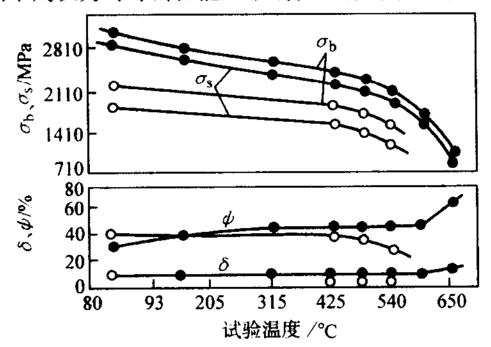


图 3.4-22 Vasco MA 钢低温形变淬火和普通淬火后的高温瞬时抗拉强度

●—91%形变淬火，550℃回火；○—普通淬火 580℃回火

图 3.4-23 示出了 Cr13 钢低温形变淬火后的冲击韧度值。可以看出，低温形变淬火使钢的冲击值水平有较多的提高，而对脆性转变温度影响不大。碳含量对 Cr5Mo2SiV 钢形变淬火后冲击性能影响的规律示于图 3.4-24，则在 0～0.4%碳含量（质量分数）范围内，见到低温形变淬火后钢的冲击值均低于普通淬火者，而高温形变淬火却使之普遍提高。低温形变淬火对冲击性能影响的情况，随钢种的不同而有极大差异。如试验发现，低温形变淬火能提高 CrMo 钢的强度指标，但使冲击值下降，而对 0.2%C、12%Cr 钢却同时使强度及冲击值得到提高。

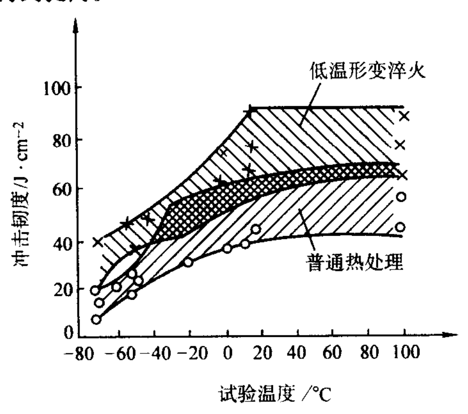


图 3.4-23 Cr13 钢低温形变淬火后的冲击韧度和普通淬火的比较

(3) 疲劳性能

一般情况下，结构钢疲劳抗力总是随静强度水平的提高而呈下降的趋势。如图 3.4-25 所示，在普通热处理条件下，当钢的 σ_b 为 1 000～1 200 MPa 时，疲劳极限与抗拉强度的比值（σ_{-1}/σ_b）大约为 0.5～0.6；当 $\sigma_b \approx 1\ 500$ MPa 的高强度状态时，σ_{-1}/σ_b 便要降到 0.3～0.4；而在超高强度下（σ_b = 2 000 MPa），σ_{-1}/σ_b 便只有 0.2 左右了。这种情况往往成为高强度或超高强度钢使用中的极大障碍，因而不得不采用一些特殊的工艺措施改善零件的表面状态（造成压应力层）以提高疲劳抗力，或者被迫地压低钢的强度水平（增高回火温度）将其降格使用。这一现象与在高强度水平下钢的塑性必然减小有关。通常认为钢的疲劳极限与抗拉强度，以及断面收缩率 ψ 之间大体呈 $\sigma_{-1} = \psi\sigma_b$ 的关系。前已指出，采用合适的低温形变热处理规范能在大幅度提高抗拉强度的同时使结构钢的塑性指标维持基本不变。因此，利用这一综合强化工艺，同时提高钢的静力强度和疲劳抗力便是可以预期的了。有些文献表明，低温形变热处理可以显著地增加 H11 钢（0.36%Cr、1%Si，5%Cr、1.5%Mo，0.4%V）的疲劳极限。如图 3.4-26 所示，在 10^7 次循环下，普通热处理 H11 钢的 σ_{-1} 平均为 960 MPa（破坏几率为 50%），低温形变淬火后则为 1 180～1 210 MPa，即增加了 20%～26%。在普通热处理条件下，这种钢于 2 000 MPa 的抗拉强度下具有相当高的疲劳比（σ_{-1}/σ_b = 0.4～0.5，参看图 3.4-25）。低温形变淬火后，抗拉强度提高到 2 600 MPa 左右，而疲劳比仍保持不变。由此可见，适当规范的低温形变淬火在提高结构钢疲劳性能方面的作用还是不小的。

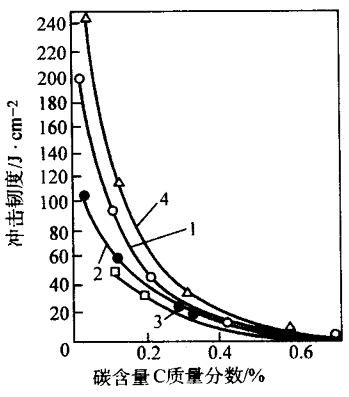


图 3.4-24 各种处理方式对不同碳含量的 Cr5Mo2SiV 钢冲击韧度的影响

1—普通热处理（真空熔炼）；2—普通热处理（一般熔炼）；3—低温形变淬火（真空熔炼）；4—高温形变淬火（真空熔炼）

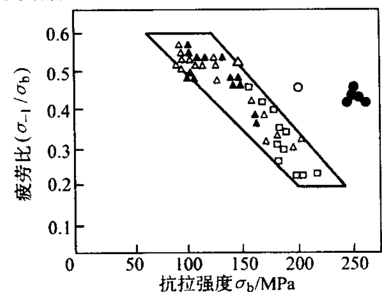


图 3.4-25 钢的疲劳比（σ_{-1}/σ_b）与抗拉强度之间 σ_b 之间的关系

△、▲、□—取自不同研究者的数据；

○—H－11 钢普通淬火回火；

●—H－11 钢低温形变淬火回火

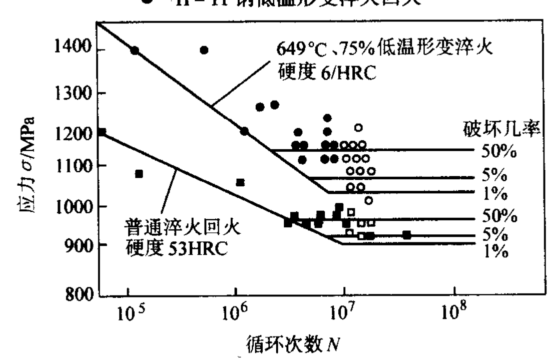


图 3.4-26 H－11 钢低温形变淬火和普通淬火、回火的应力－循环曲线

●、■—破断；○、□—未破断

图 3.4-27 示出了几种结构钢和低温形变热处理 H11 钢的缺口试样疲劳极限与抗拉强度的关系。低温形变淬火 H11 钢与普通热处理者相比，缺口敏感性无大差异。

(4) 断裂倾向性

将高强度钢制件或试样置于某种介质内，在小于屈服点的静负荷下经过某段时间之后，外观上几乎没有什么塑性变形而突然断裂的现象，称为延迟断裂。

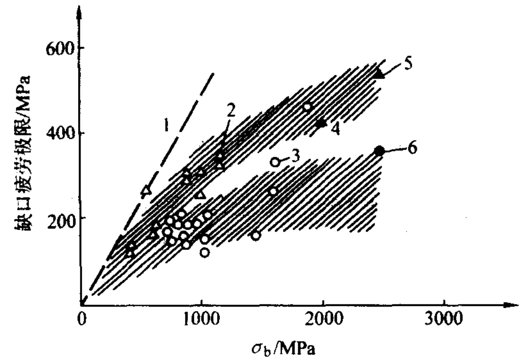


图 3.4-27 几种结构和低温形变淬火 H-11 钢的缺口试样疲劳极限与抗压强度间的关系

1—无缺口；2—应力集中系数 $K_f=1.75\sim2.1$ (△)；
3—应力集中系数 $K_f=2.75\sim3.0$ (○)；
4—H-11 钢普通淬火回火；5，6—H-11 钢低温形变淬火

D6AC 钢（0.48% C、0.74% Mn，1.12% Cr，0.97% Mo，0.13% V）低温形变淬火处理后，延迟断裂时间与屈服强度的关系如图 3.4-28 所示。图中不同的屈服强度是用不同温度的回火得到的。从图中可以看到，低温形变淬火能显著地降低钢的延迟断裂倾向性。

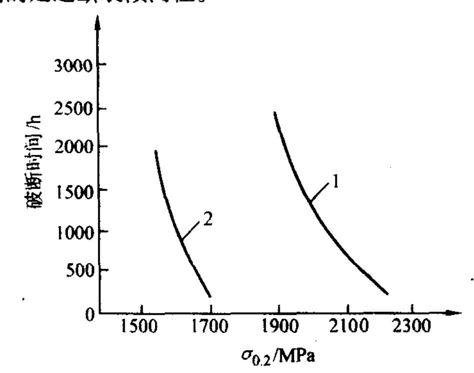


图 3.4-28 D6AC 钢的延迟断裂（介质为蒸馏水，$\sigma=0.75\sigma_{0.2}$）

1—低温形变淬火（900℃×2 h 奥氏体化 538℃65%形变）；
2—普通淬火回火

(5) 断裂韧度

关于低温形变淬火对钢的断裂韧度的影响方面，所得到的试验结果比较零乱，很难作出统一的结论。有工作指出，低温形变淬火与普通热处理比较，在强度相同时具有较高的断裂韧度（图 3.4-29）。不同处理对于 SKD-5 钢（0.3% C，9% W，2.5% Cr，0.34% V）缺口试样抗拉强度和断裂韧度的影响如图 3.4-30 所示。从图 3.4-30a 可见，当回火温度低于 400℃时，低温形变淬火 SKD-5 钢的缺口抗拉强度低于普通热处理者，形变量愈大，则低得愈多。当回火温度为 600℃时，30%低温形变淬火和普通热处理 SKD-5 钢的缺口抗拉强度都非常低，而 60%低温形变淬火者却较高。从图 3.4-30b 中可见，断裂韧性 K_{IC} 与回火温度的关系和缺口抗拉强度与回火温度的关系十分相似。

(6) 力学性能的各向异性

低温形变淬火钢的力学性能具有方向性。图 3.4-31 及图 3.4-32 所示为 9% Ni-4% Co-0.4% C 钢低温形变淬火后纵向（压延方向）与横向的力学性能。从图中可见，抗拉强度虽然没有表现出什么方向性，但韧性和塑性则有明显的方向性。这种各向异性随着形变量的增加而增大（图 3.4-33），随着形变温度的提高而减小。

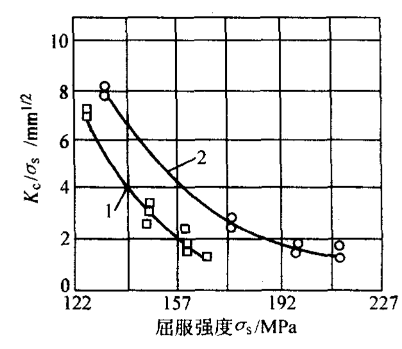


图 3.4-29 H-11 钢低温形变淬火断裂韧度和屈服点的关系

1—普通淬火；2—65%形变淬火

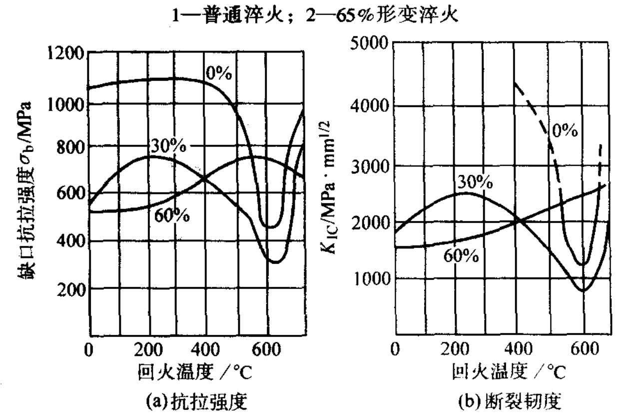


图 3.4-30 SKD-5 钢低温形变淬火后的缺口抗拉强度和断裂韧度的回火温度关系曲线

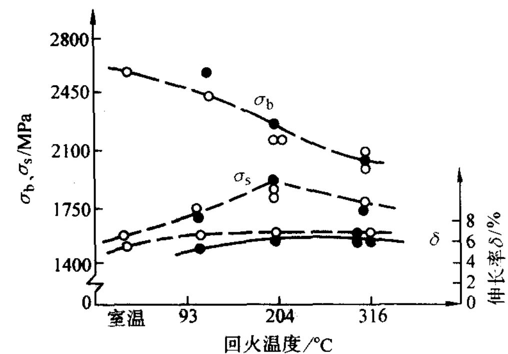


图 3.4-31 0.4%C-9%Ni-4%Co 钢低温形变淬火后力学性能的方向性

●—横向；○—纵向

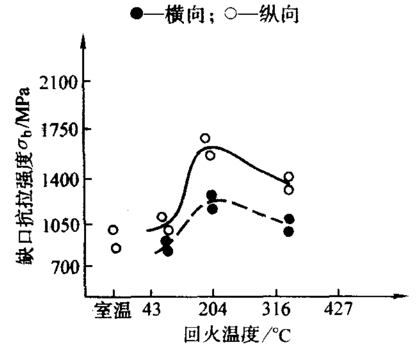


图 3.4-32 0.4%C-9%Ni-4%Co 钢低温形变淬火后的纵向与横向缺口抗拉强度随回火温度的变化

●—横向；○—纵向

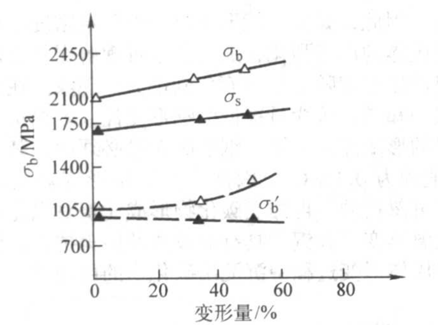


图 3.4-33　HP-9-4-40 钢（成分质量分数：0.4%C，1.0%Cr，8%Ni，1%Mo，4.5%Co，0.08%V）

低温形变淬火时形变量对各向异性的影响

△—纵向；▲—横向

σ_b—缺口抗拉强度

2.4　低温形变淬火强化机理

综上所述，低温形变淬火钢主要有三个基本特征：①强度增加；②塑性与韧性降低不多；③抗回火能力增大。曾提出过多种有关强化机理的论点，均不能圆满解释上述三条基本特征。目前流行的有关强化机理说法有以下三种：

（1）马氏体细化说

马氏体细化说先得到了低温形变淬火钢的断裂强度 σ_f 及屈服强度 $\sigma_{0.2}$ 与马氏体片尺寸 d 间的 Petch 关系式

$$\sigma_f = \sigma_0 + Kd^{-1/2}$$

$$\sigma_{0.2} = \sigma_0 + K'd^{-1/2}$$

式中，σ_0、K 及 K' 均为常数。

后来又研究了低温形变淬火钢的屈服强度和形变量，以及马氏体片尺寸间的关系，其结果如图 3.4-34 所示。为获得不同的马氏体片尺寸，奥氏体化温度分别选用：930℃、1 040℃及 1 150℃。形变温度为 595℃，形变量为 0、50%、75%、90%。由图可见，低温形变淬火确实细化了马氏体组织。就某个一定的奥氏体化温度而言，形变量愈大时，马氏体组织愈细，屈服强度愈高。但用不同的形变量和不同的奥氏体化温度可以获得具有不同屈服强度，但同样尺寸的马氏体。在这种情况下形变量愈大时，屈服强度愈高。

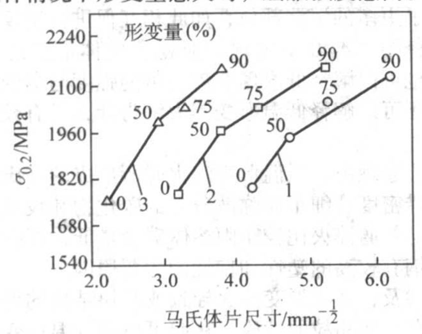


图 3.4-34　0.32%C-3.0%Cr-1.5%Ni 钢低温形变淬火后屈服强度与马氏体片尺寸间的关系

奥氏体温度：1—930℃；2—1 040℃；3—1 150℃

另外，研究发现，尽管马氏体的尺寸不同，只要形变量相同就可得到基本相同的屈服强度。由此可得出结论：屈服强度主要决定于形变量，而马氏体尺寸的影响是第二位的。所以，不能认为马氏体细化是低温形变淬火强化的主要原因，但却可以用马氏体细化很好地解释低温形变淬火钢在强度增高时仍能维持良好韧性的现象。

（2）缺陷继承说

低温形变淬火马氏体中存在着大量的位错，在位错线上析出细小而弥散的碳化物早已被许多电子显微镜观察和 X 射线结构分析工作所证实。电子显微镜观察还发现，在低温形变淬火的马氏体细片中存在更微细的亚晶块结构。亚晶块边界由位错所组成，是后者集聚之处。

有文献给出了在低温形变淬火的 0.2%C-5%Cr-2%Mo 钢和 0.2%C-5%Ni-2%Mo 钢的屈服强度与亚晶块尺寸 ds 之间存在着直线关系，即符合 Petch 关系式（见图 3.4-35）。由于强度-亚晶块尺寸 ds 间存在着直线关系，所以该文献作者把亚晶块视作独立的晶粒，并认为低温形变淬火处理是一种特殊的晶粒细化处理。

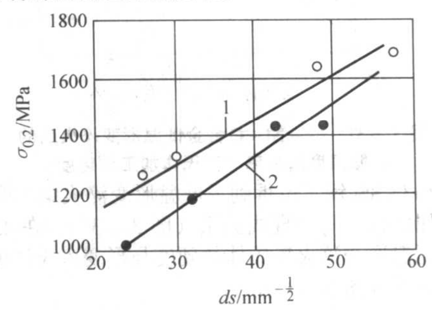
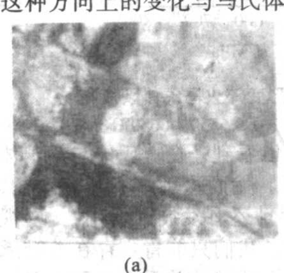


图 3.4-35　低温形变淬火钢屈服强度和亚晶块尺寸 ds 间的关系（600℃形变、形变量 20%～75%，200℃回火）

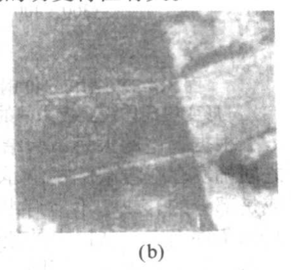
1—0.2%C-5%Cr-2%Mo 钢；2—0.2%C-5%Ni-2%Mo 钢

从缺陷继承说的角度来看，低温形变淬火马氏体的组织结构是从形变奥氏体那里继承下来的，于是便对形变后未淬火的亚稳奥氏体的组织与性能进行了许多研究。结果发现在形变奥氏体中有较高的位错密度及在形变中析出的细小而弥散的碳化物。力学性能研究结果也表明，形变奥氏体确实处于加工硬化状态。在奥氏体中因应变诱发而产生的碳化物沉淀，既有钉扎位错的作用，又有在继续形变中使位错增殖的作用。应变-诱发碳化物沉淀-碳化物钉扎位错-开动新的位错-再沉淀-再钉扎-再开动新的位错，如此循环不已，最终获得具有高位错密度及碳化物弥散分布的，处于加工硬化状态的形变奥氏体组织。

从显微组织上看，奥氏体组织状态为马氏体所继承，已为许多电子显微镜研究工作所证实。有文献提到电子显微镜透射观察，已经非常清楚地证明，H302 和 40H27 钢形变奥氏体的亚晶结构为马氏体所继承（图 3.4-36）。这两种钢经 1 100℃奥氏体化，900℃形变 20%。后在同一温度下保持不同时间，然后水冷，最后再深冷至 -100℃。从图中可见，马氏体晶粒为多边化了的具有明显亚晶块结构的奥氏体所包围。在这里，奥氏体亚晶界大体垂直于马氏体片。而且发现，奥氏体中的位错墙（亚晶界）在奥氏体-马氏体边界上并未中断，而延伸到马氏体片之中，只是稍微改变了方向。这种方向上的变化与马氏体相变的切变特征有关。



(a)



(b)

图 3.4-36　形变奥氏体的位错结构为马氏体所继承

(a) H302 钢（形变后于 900℃保持 1 min）（×18 000）；

(b) 40H27 钢（形变后于 900℃保持 10 min）（×26 000）

关于性能上的继承关系，我们可以从图 3.4-37 所示的 Fe-Ni-C 合金形变淬火后的屈服强度增加率与奥氏体加工硬化度间的关系曲线清楚的看出，在形变淬火钢的强度与奥

氏体加工硬化度间存在着良好的直线关系。

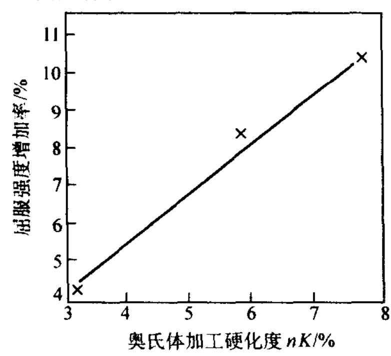


图 3.4-37 Fe-Ni-C 合金低温形变淬火后的屈服强度增加率与奥氏体加工硬化度 nK 间的关系

在 45Cr3Ni8Si 钢上也得到了低温形变淬火钢的强度与形变奥氏体屈服强度间的直线关系（图 3.4-38）。在 4340 钢上也得到了低温形变淬火奥氏体的硬度与形变奥氏体流变应力间的直线关系（图 3.4-39）。

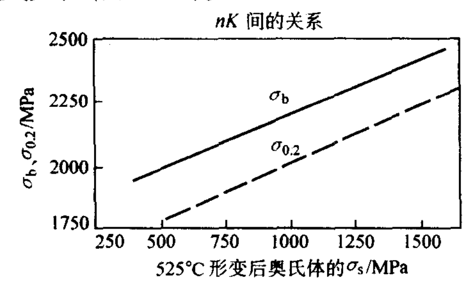


图 3.4-38 45Cr3Ni8Si 钢形变淬火后的强度与奥氏体强度化程度间的关系（形变温度 525℃，形变奥氏体屈服强度是在不同形变量条件下获得）

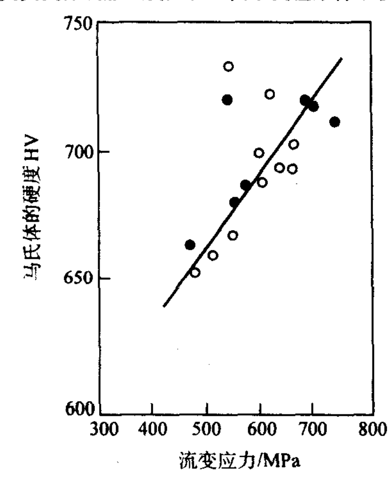


图 3.4-39 AISI4340 钢低温形变淬火马氏体硬度与形变奥氏体流变应力间的线性关系（550 和 650℃形变）

根据上述的大量试验结果可以看到，在奥氏体与马氏体之间确实存在着缺陷的继承关系，然而这种继承是完全的，或是部分的，或是不但有继承而且还有发展（增殖），要视具体条件而定。从以上的叙述中，我们只能肯定存在着继承关系。但因种种条件不同，非线性的继承关系也是可能存在的。

(3) 形变奥氏体中碳化物析出说

研究发现，亚稳奥氏体强度随形变量的增加而不断上升，当形变量超过 40%时，强度上升的速度更快（图 3.4-40）。可是，当没有时效过程的材料中，位错密度随形变量呈抛物线式增加，当形变量超过 10%之后位错数目的增加比较缓慢。因此，如果仅就形变过程中位错密度的增加来解释亚稳奥氏体的形变强化，那么就很难理解在低温形变淬火中亚稳奥氏体强度随形变量而急剧增大的现象。在讨论碳的作用时我们知道，碳含量很低的钢形变淬火效果很小，要想获得理想的形变淬火效果，钢的碳含量必须超过某一最小值（这个数值约为 0.1%C）。因此，在低温形变淬火时，碳的作用是不可忽视的。再加上碳化物形成元素对强化的特殊贡献以及低温形变淬火钢所具有的较高的回火抗力，促使人们考虑在奥氏体形变过程中沉淀出碳化物的可能性。

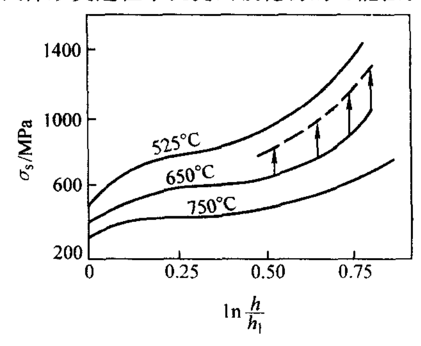


图 3.4-40 45Cr3Ni8Si 钢亚稳奥氏体在不同温度下压缩时的强度曲线

一些研究工作证实，在 400～500℃的温度下，未形变奥氏体中碳化物形核比较困难，故主要沿晶界生成粗粒碳化物。但在形变之后，碳化物可以在位错上形核。说明在 500℃左右的形变温度下，形变奥氏体中可以直接沉淀出碳化物。这已为大量工作所证实。在奥氏体形变过程中之所以能够析出碳化物，一方面与形变为碳化物形核提供了大量的部位以及应力诱发置换扩散（属于空位扩散）有关，另一方面也和该温度下碳在奥氏体中的过饱和度有关。

因为许多形变热处理用钢在奥氏体形变温度下，碳都是过饱和的。当形变以位错方式提供了晶核，又加速了碳化物形成元素的置换扩散，形成碳化物沉淀便是很自然的现象了。

碳化物在形变奥氏体位错上的沉淀反过来又影响奥氏体形变中产生的位错的密度，因为沉淀物能很快地钉扎已有位错，使得在进一步形变时能以更大的速度产生新的位错。这样就提供了更多的沉淀部位，如此相互促进，反复不已。这就可以解释图 3.4-40 中出现的亚稳奥氏体形变的高应变强化速度，也可以解释低温形变淬火钢的强度与形变量间的线性关系，还可以解释低温形变淬火钢为什么具有较高的回火抗力。

根据上述理由，低温形变淬火时所形成的马氏体将含有较高的位错密度、细小而弥散分布的碳化物和较低的固溶体碳含量。与普通淬火比较，固溶体碳含量低，可能就是低温形变淬火钢有较高的塑性和韧性的主要原因。

前已述及，低温形变淬火导致亚晶块结构的形成。这种亚晶块具有普通晶粒的性质，从而可以将低温形变淬火视为一种特殊的晶粒细化方法。如所熟知，钢的晶粒愈细，屈服强度及冲击值愈高，脆性转变温度愈低。低温形变淬火如同一般晶粒的细化处理一样可以达到提高钢的屈服强度与韧性的目的。还有人认为，低温形变淬火钢具有较高的塑性与韧性，可能与残留奥氏体量较多有关。

总之，目前为大家所公认的低温形变淬火强化机理有：①低温形变淬火钢马氏体细化；②形变奥氏体中的位错等点阵缺陷大部分为马氏体所继承；③马氏体中的密度很高的位错为碳原子或碳化物所强固钉扎；④在含有强碳化物形成元素的钢中，奥氏体形变时合金碳化物有某种程度的析出，引起二次硬化。然而，对一个具体的钢而言，并不一定是一种机理在起作用，很可能是几种机理在同时起作用。

3　高温形变热处理

将钢加热至稳定奥氏体区保持一段时间，在该温度下形变，随后进行淬火以获得马氏体组织的综合处理工艺叫作稳定奥氏体形变淬火或高温形变淬火（以下皆简称为高温形变淬火）。图 3.4-41 为高温形变淬火工艺的示意图。高温形变淬火时的形变温度一般都在再结晶温度以上，而形变奥氏体的再结晶会给钢的强度和韧性带来很大影响。于是高温形变淬火过程中奥氏体的再结晶问题就受到关注。

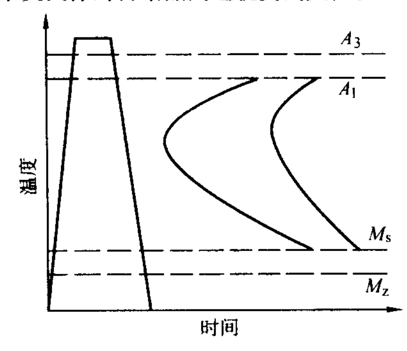


图 3.4-41　高温形变淬火工艺

表 3.4-9 为高温形变淬火与低温形变淬火进行全面地对比。可清楚地看出，高温形变淬火辅以适当温度的回火能有效地改善钢材的性能组合，即在提高强度的同时，大大改善其塑性和韧度。如高温形变淬火可提高钢材的裂纹扩展功、冲击疲劳抗力、断裂韧度、疲劳破断抗力、延迟破断裂纹扩展抗力、磨损抗力、接触疲劳抗力（尤其是在超载区）等，从而增加钢件使用的可靠性。

表 3.4-9　高温形变淬火与低温形变淬火的比较

项　　目		低温形变淬火	高温形变淬火
对钢材要求		过冷奥氏体需有较高稳定性	无特殊要求
		只适用于中、高合金钢	碳钢、低合金钢亦可
		在形变设备能力许可下对载荷无尺寸要求	适用较小截面零件及型材，截面过大则形变时因内热而引起再结晶，影响强化效果
特性	形变温度	$<Ac_1$ 的亚稳奥氏体区域，通常在奥氏体再结晶温度以下，原子扩散及缺陷运动较慢	$>Ac_3$ 的稳定奥氏体区域，通常在奥氏体再结晶温度之上，原子扩散及缺陷运动较快
	形变前的预冷	奥氏体化后需在特殊设备中快速预冷至形变温度	不需要特殊预冷设备，奥氏体化后可在空气中冷却至形变温度
	有效强化时的形变量	一般大于 60%，常为 75%～90%	一般较小，为 20%～50%
	形变速度	对形变速度没有限制，在过冷奥氏体稳定区内可以尽量减小形变速度	形变速度不能过小，否则再结晶现象严重
	形变设备及工艺安排	形变抗力高，需能力较大的压力加工设备	形变抗力小，普通压力加工设备即可满足要求
		需要设计专门的生产流程	可在压力加工生产线中直接插入淬火、回火工序
显微组织特征		缺陷（位错）密度大但稳定性较小，多均匀分布在晶内	缺陷密度小但稳定性较大，可按多边化机构形成网络式位错结构
		晶界结构无特殊变化	晶界常呈锯齿状
强韧化效果	强度	提高较多	提高较少
	塑性	变化不大或略有降低	改善较多
	韧性	略有增减	提高较显著
	冷脆性	脆性转变温度变化不大	脆性转变温度下降
	可逆回火脆	略有抑制	消除可逆回火脆
	不可逆回火脆	无甚影响	减弱不可逆回火脆
	断裂韧度	尚无定论	显著提高
	脆断强度	影响不大	显著提高
	缺口敏感性	影响不大	显著提高
	疲劳性能	提高较少	提高较多
	热强性	多数情况使之降低	可提高短期热强性

此外，高温形变淬火可降低钢材脆性转变温度及缺口敏感性，在低温破断时呈韧性断口。

高温形变淬火对钢材无特殊要求，一般碳钢、低合金钢均可应用。

高温形变淬火的形变温度高，形变抗力小，因而在一般压力加工（轧、锻）条件下即可采用，并且极易安插在轧制或锻造生产流程之中。

然而，与低温形变淬火相比，高温形变淬火也有一定缺点：因形变通常是在奥氏体再结晶温度以上的范围内进行的，因而强化程度一般不如低温形变淬火的大；这种工艺适宜在截面较小的材料上进形，否则会因产生大量内热而使再结晶发展，严重影响强化效果。

尽管如此，高温形变淬火由于能使钢材得到较高的强韧化组合效果以及工艺上的极易进行，近年来发展得非常迅速，甚至具有比低温形变淬火更为广阔的前途。

3.1　工艺参数对高温形变淬火效果的影响

形变温度、形变量、形变后淬火前的停留时间、形变速度以及形变淬火后的回火等工艺参数对高温形变淬火效果有很大影响，下面逐一进行讨论。

3.1.1　形变温度

图 3.4-42 示出了形变温度对具有宽阔亚稳奥氏体稳定区的 18CrNiW 钢形变淬火强化效果的影响。由图可见，随着形变温度的下降，形变淬火并回火后的强度不断升高，而塑

性则有所下降。

形变温度对 30CrMnSiA 钢在 −195℃下拉伸性能的影响示于图 3.4-43。可见，高温形变淬火能显著地提高钢的脆断强度和塑性。形变温度愈低，效果愈好。断口分析结果也表明，形变试样的断口是穿晶破断形式，而非沿晶界破断。这说明高温形变淬火的确提高了原奥氏体晶界的强度，从而提高了脆断强度 S_k，使塑性与韧性也有了提高。

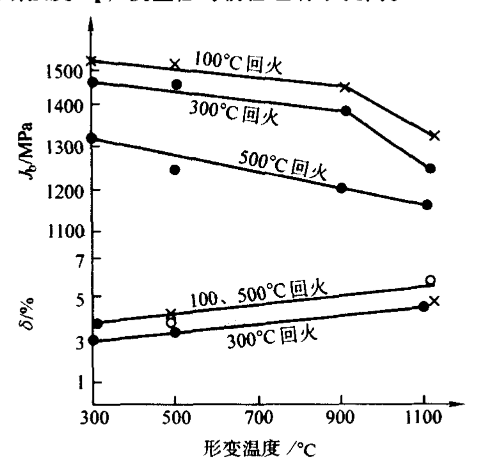


图 3.4-42 形变温度对 18CrNiW 钢拉伸性能的影响（形变量 60%）

×—100℃回火；●—300℃回火；○—500℃回火

形变温度对 SCM5 钢（0.44%C−0.73%Mn−1.01%Cr−0.19%Mo）抗拉强度和断裂韧度 K_{IC} 的影响示于图 3.4-44。从图中可见，形变温度愈低时，高温形变淬火钢的强度和断裂韧度愈高。

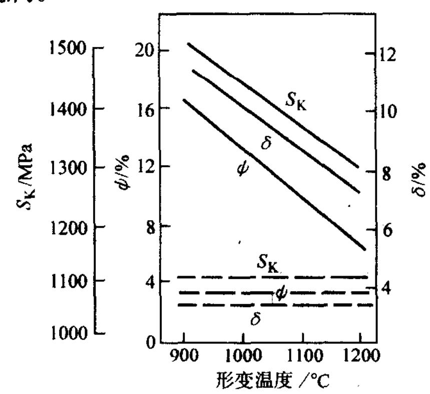


图 3.4-43 高温形变温度对 30CrMnSiA 钢在 −195℃的拉伸性能的影响（形变量 30%）

− − − 普通淬火；—— 高温形变淬火

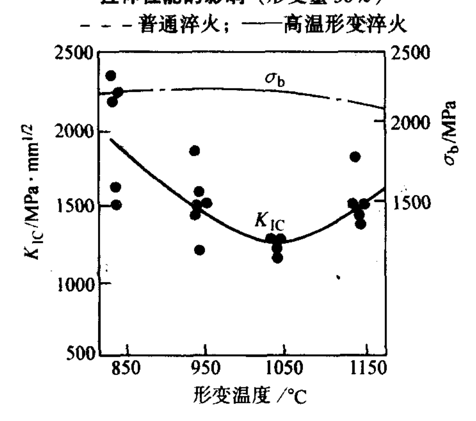


图 3.4-44 形变温度对 SCM5 钢断裂韧度和抗拉强度的影响（形变量 60%）

因此形变温度应尽量低些，以避免奥氏体再结晶的发生。只要形变终了的试验温度不低于 A_3，就不至于出现非马氏体组织，这样就可获得良好的力学性能组合。

3.1.2 形变量

形变量对高温形变淬火后力学性能影响大体可以归纳为两类：力学性能随形变量而单调地增减或是在性能-形变量曲线上出现极大或极小值。

典型的第一种类型给出了形变量对 45CrMnSiMoV 钢拉伸性能的影响（图 3.4-45）。该钢在 1 000℃奥氏体化后，于 900℃轧制，然后油冷淬火后 315℃回火。从图中可见，随着形变量的增加，钢的抗拉强度，硬度，伸长率和断面收缩率都不断提高。在 40Cr2Ni4SiMo 钢上得到了类似的结果（图 3.4-46）。随着形变量的增加，抗拉强度、屈服强度和伸长率也都单调地升高。

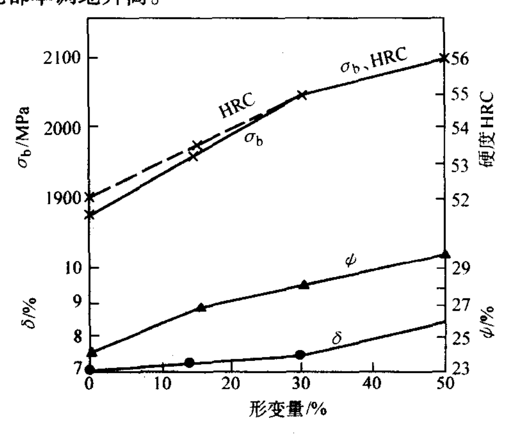


图 3.4-45 45CrMnSiMoV 钢拉伸性能和形变量的关系

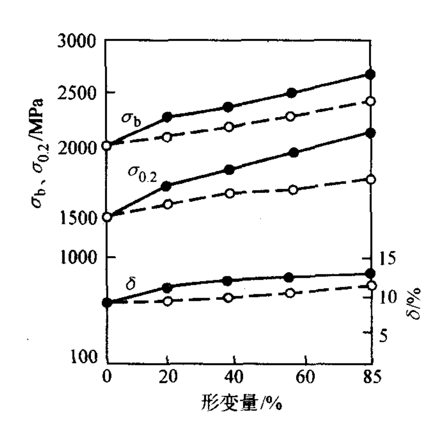


图 3.4-46 40Cr2Ni4SiMo 钢的形变量对拉伸性能的影响

− − − − 轧制形变；—— 锻造形变

第二种类型给出了高温形变淬火的 55CrMnB（俄罗斯钢号 55ХГР）钢拉伸性能与形变量之间的关系，结果如图 3.4-47 所示。当形变量为 25%～40%时，力学性能最好。形变量再增加，强度与塑性都下降。冲击值、疲劳极限、断裂韧性、持久破断时间和第二阶段蠕变速度与形变量间的关系中都存在最佳形变量。这种形变量与力学性能关系存在极值的现象在钢中较为普遍，是形变奥氏体中形变强化与再结晶弱化这一对矛盾过程相互作用的结果。影响这对矛盾过程的各种因素，都会对最佳形变量有影响。

Cr、Mo、W、V、Mn、Ni 和 Si 等合金元素有延缓再结晶的作用。所以，当钢中这些元素含量较多时（如图 3.4-45 的 45CrMnSiMoV 钢和图 3.4-46 的 40Cr2Ni4SiMo 钢），在所研究的形变量范围内，即使形变量较大，再结晶过程也不易进行，而是形变强化过程一直起主导作用。结果表现出性能随形变量而单调地变化。

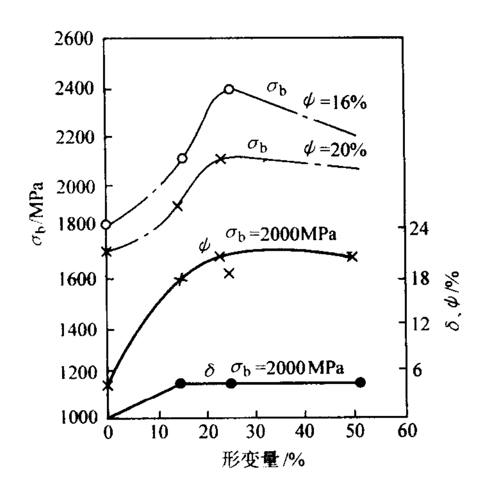


图 3.4-47　55CrMnB 钢抗拉强度（当 ψ = 16% 和 20% 时）和塑性（当 σ_b = 2 000 MPa 时）与形变量间的关系

3.1.3　形变后淬火前的停留时间

因高温形变淬火的形变温度比奥氏体的再结晶温度高，故形变后的停留必然会影响形变淬火钢的组织与性能。许多研究指出形变后必须立即淬火；但也有人认为，允许形变后有一段时间的停留。图 3.4-48 示出了 45CrMnSiMoV 钢在轧后不同停留时间的试验结果。可以看出，随着停留时间的增长，抗拉强度先增后减，而伸长率则先减后增，σ_b 的极大值和 δ 的极小值所对应的停留时间为 15 s。在合金元素含量较多的 40Cr1NiWA（40X1HBA）和 30CrMnSiNiA（30XГCHA）钢中，也有类似的结果（图 3.4-49），即形变后立即淬火时性能较低，而当停留时间为 20 ~ 40 s 时，可获得最佳的力学性能组合。

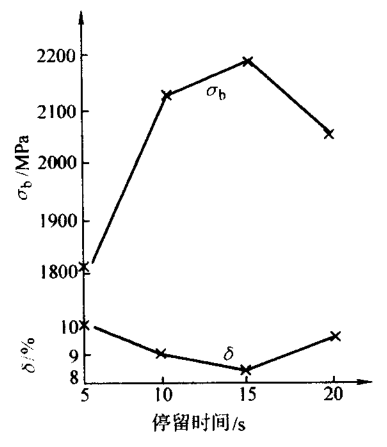


图 3.4-48　45CrMnSiMoV 钢形变后淬火前的停留时间对力学性能的影响（1 000℃奥氏体化，900℃形变，淬火，250℃回火）

3.1.4　形变速度

形变速度对高温形变淬火效果影响的研究结果不多。但一般认为当形变温度及形变量一定时，对应着最佳强化效果应存在一个最佳的形变速度。图 3.4-50 示出了形变速度对 40 钢力学性能的影响。由图中可见，当形变速度较小时，随着形变速度的增加，强度不断上升，塑性数值也较高。当形变速度过大时，由于内部热量的积聚，导致再结晶的可能性增大，强度增加缓慢，塑性开始降低。当形变速度更大时，因为去强化过程来不及进行，强度将得到提高，而同时塑性下降。

在实际生产条件下，形变速度是由采用的轧制和锻压设备决定的。对于简单形状的轧制钢材，如钢板、钢带、钢棒、各种截面的型材、钢轨等，其形变速度可以由每秒零点几米到每秒十几、甚至几十米的较大范围内在轧机上进行调节。但对轧制零件，如热轧齿轮、螺旋横轧轴承套圈等，当零件尺寸及轧机类型选定后，形变速度一般很难在较大范围内改变。而利用锻造的方法实现高温形变热处理时，不同类型的锻造设备所能提供的形变速度大致如下

液压机	0.02 ~ 0.3 m/s;
机械式压力机	0.05 ~ 1.5 m/s;
落锤锻机	3 ~ 8 m/s;
高速锻造机	10 ~ 30 m/s。

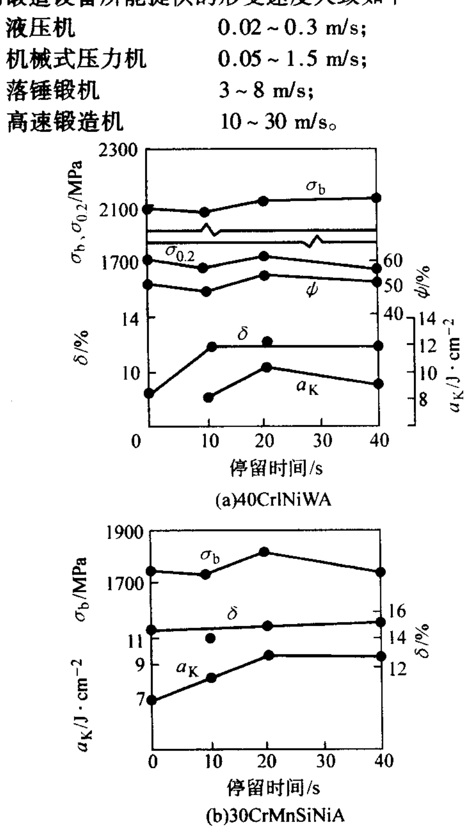


图 3.4-49　停留时间对 40Cr1NiWA 钢和 30CrMnSiNiA 钢力学性能的影响（1 030℃奥氏体化，900℃形变淬火，200℃回火）

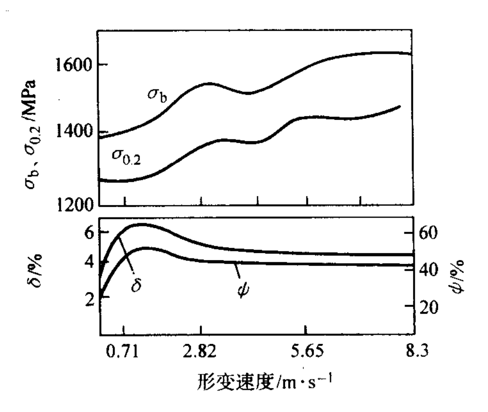


图 3.4-50　形变速度对 40 钢力学性能的影响（950℃形变、轧制形变量 37%、淬火后在 350℃回火 40 min）

3.1.5　回火

在高温形变淬火状态下，基体中的碳含量比普通淬火状态的低。如高温形变淬火状态下，马氏体中的碳含量相当于普通淬火及 180℃回火后的碳含量。因而高温形变淬火钢具有较高的塑性与韧性，于是对高温形变淬火钢可以采用更低一些的温度回火，而不致担心发生脆性破断。所以对高强度结构钢件多采用低温回火（100 ~ 200℃）以获得回火马氏体组织。

在高温形变淬火处理过程中，形成了非常稳定的亚结构，即细小而弥散分布的碳化物所钉扎的较规则排列的位错

结构。这种位错结构有很高的回火抗力。

而对要求塑性比较高的或在低温以及高温环境下工作的工件，则应进行高温回火，以获得回火索氏体组织。回火温度对 55Si2（55C2），55Si2Mo（55C2M，含 0.26% Mo）和 55Si2W（55C2B，含 1% W）钢力学性能的影响，如图 3.4-51、表 3.4-10 及图 3.4-52 所示。从中可见，在所研究的回火温度范围内，高温形变淬火钢的强度与塑性都较普通淬火钢的高，但两者的硬度却相差无几。

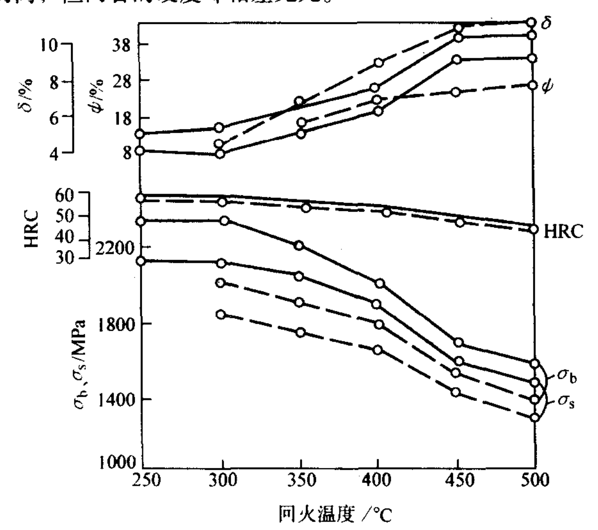


图 3.4-51　55Si2 钢高温形变淬火的回火温度对力学性能的影响（950℃形变 50%）
——高温形变淬火
– – – 普通淬火

表 3.4-10　回火温度对高温形变淬火的 55Si2Mo 钢的力学性能的影响

回火温度 /℃	抗拉强度 σ_b/MPa	屈服点 σ_s/MPa	伸长率 δ /%	断面收缩率 ψ/%
250	2 520 脆断	2 300 脆断	7 脆断	20 脆断
300	2 520 2 200	2 300 2 000	7 4	12 22
350	2 400 2 150	2 260 1 860	7.5 6.0	27 20
400	2 220 2 000	2 080 1 860	7.5 8.0	33 27
450	1 870 1 700	1 760 1 610	8 9	34 28
500	1 750 1 550	1 640 1 450	9 10	34 28

3.2　高温形变淬火钢的组织

高温形变热处理钢具有非常良好的力学性能组合，这是钢的组织状态在外力作用下的表现。故有必要讨论高温形变淬火对钢的组织结构的影响。

3.2.1　马氏体形态与精细结构

高温形变淬火能显著细化马氏体晶粒。随着形变量的增大，马氏体晶粒尺寸不断减小。与低温形变淬火有些相似，即当在没有再结晶发生的条件下，高温下的形变使奥氏体晶粒沿形变方向被拉长，马氏体针横越细长的晶粒到达对面晶界而受阻。只有当形变奥氏体发生初始再结晶的条件下，奥氏体晶粒本身大大细化，马氏体针的长度才能得到较高程度的缩短。然而奥氏体的再结晶，那怕是最初始阶段的再结晶，都会严重减小位错密度，从而大大降低强化效果，所以是力求避免的。有人证明，70%形变量的高温形变淬火使奥氏体晶粒尺寸由 31 ~ 35 μm 减小到 9 ~ 12 μm，马氏体晶粒也得到了相应的细化。

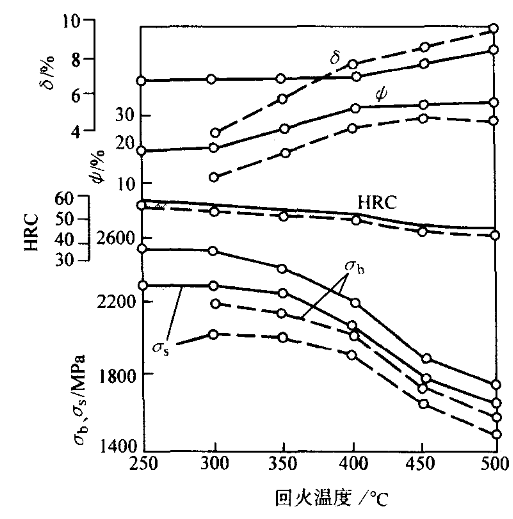
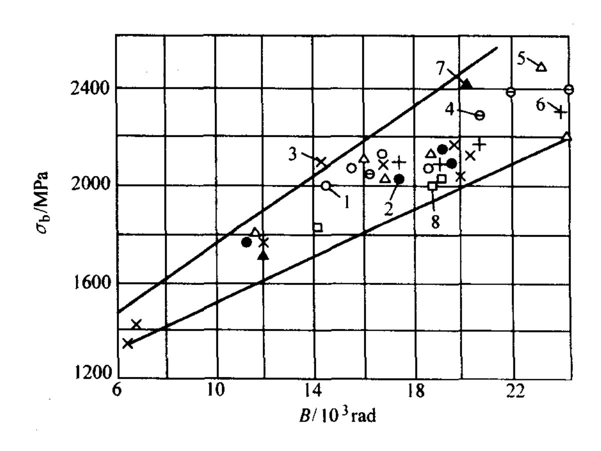


图 3.4-52　55Si2W 钢高温形变淬火后的回火温度对力学性能的影响（960℃形变 50%）
——高温形变淬火　– – – 普通淬火

关于对高温形变淬火后马氏体组织进一步的研究表明，马氏体晶粒不但在尺寸上变得比较细小，而且外形也发生了变化。

高温形变淬火所引起的组织结构上的另一个重要特征，是马氏体（回火马氏体）位错密度与位错结构的变化。高温形变淬火使位错密度明显增加已被多次证明。图 3.4-53 示出



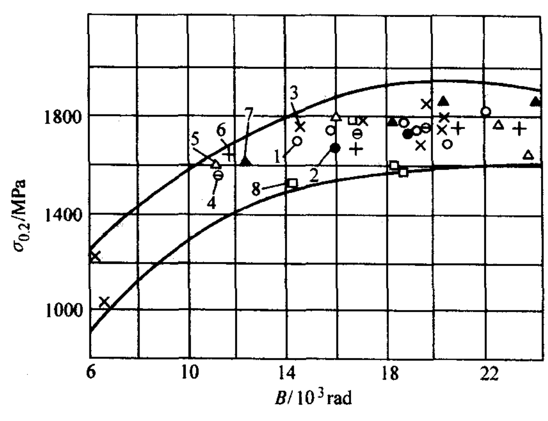


图 3.4-53　40CrNiMoA 钢形变淬火后的强度与回火马氏体（110）线条宽度的对应关系
1—550℃；2—850℃；3—ε = 70%；4—ε = 70%，850℃；5—ε = 70%，550℃；6—ε = 80℃，850℃；7—ε = 80%，550℃；8—普通淬火后，不同温度回火

了高温形变淬火 40CrNiMoA 钢的 X 射线结构分析结果，表明在强度与回火马氏体（110）线条宽度（代表位错密度）间存在着良好的对应关系。高温形变淬火后所产生的这种组织结构上高位错密度，正是获得这种强化效果的主要原因。而马氏体晶粒细化对强度的贡献并不明显，它的作用主要反映在塑性方面。高温形变淬火对 GCr15 钢精细结构影响的数据列于表 3.4-11。随着形变量的增加，回火马氏体的位错密度不断增大，当形变量为 89%时，位错密度提高约 2.2 倍。

表 3.4-11　高温形变淬火对 GCr15 钢精细结构的影响

变形量 /%	线条宽度		镶嵌块尺寸 $D/10^{-6}$cm	第二类内应力 $\frac{\Delta a}{a}/10^{-3}$rad	位错密度 ρ $/10^{11}$cm^{-2}
	$\beta_1(110)/10^{-3}$rad	$\beta_2(211)/10^{-3}$rad			
0	8.64	16.9	4.42	2.61	1.44
10	9.15	17.7	3.45	2.65	1.67
35	9.55	19.4	2.94	2.61	2.24
60	11.05	20.5	2.54	2.60	2.42
89	12.72	20.9	1.90	1.89	3.24

在研究轧制道次对 60Si2 钢（0.59%C～2.65%Si）高温形变淬火效果的影响时，获得了意想不到的结果（表 3.4-12）。当总形变量一定时，回火马氏体位错密度随轧制道次的增加而增大，嵌镶块尺寸及第Ⅱ类内应力则不断减小。其原因可能是，在每道轧制的间隔时间内，位错发生重新组合，形成了比较稳定的结构，从而使在下一个道次的形变过程中，产生出更多的新的位错。这种作用与前述的低温形变过程中的中间保温而引起的多边化过程的作用相似。不过，这里温度高，如果保持时间过长，则会产生再结晶弱化，消除形变效果。

表 3.4-12　高温形变淬火对 60Si2 钢精细结构的影响

变形量 /%	轧制道次	镶嵌块尺寸 $D/10^{-6}$cm	第二类内应力 $\frac{\Delta a}{a}/10^{-3}$rad	位错密度 ρ $/10^{8}$cm^{-2}
0	0	2.96	3.12	37.80
70	1	2.52	1.36	49.40
70	2	1.35	0.975	54.80
70	3	1.09	0.21	73.60

3.2.2　奥氏体组织结构

研究工作还无法得出关于形变奥氏体组织结构的清晰而完整的概念。

奥氏体在高温形变或中间保温过程中所发生的多边化现象具有普遍性，愈来愈被人们重视。许多研究结果表明，高温形变奥氏体中的多边化过程对高温形变淬火钢的强度、韧性和强化效果的稳定性都有十分良好的作用。

在高温形变奥氏体的组织变化中，除了随着形变量的增大，奥氏体晶粒逐渐被拉长之外，还发现有产生“锯齿状”晶界现象。锯齿状晶界大体产生于 900～1 100℃、20%～30%形变量的条件下。锯齿状晶界能够阻碍滑移向相邻晶粒内的继续进行，并且减慢在晶界上发生的显微裂纹汇合为宏观裂纹的进程，因而能在提高强度、改善塑性、抑制回火脆性及阻碍蠕变破断过程中起到相当良好的作用。

于是，选择适当的高温形变淬火规程（形变温度、形变量、淬火前停留时间等），使得在奥氏体晶内发生多边化过程，同时得到普遍发展的晶界的锯齿化，可以获得相当良好的力学性能组合。这也正是高温形变淬火与低温形变淬火过程在奥氏体组织结构方面最突出的差别。

3.2.3　残留奥氏体

诸多文献表明，高温形变淬火与低温形变淬火一样，使钢中残留奥氏体量增多。也有作者认为，高温形变淬火使残留奥氏体量减小，或者对残留奥氏体量无甚影响。

事实上，在高温形变淬火过程中，存在两个影响残留奥氏体量的相互矛盾因素。一个因素是，自高温形变奥氏体中析出了碳化物，因而使奥氏体碳含量及合金元素含量有所减少，马氏体转变点升高，形核容易，结果使残留奥氏体量减小。另一个因素是，由于形变奥氏体中存在着大量位错与压应力，以及嵌镶结构的细化等等原因，马氏体形核及成长均较困难，结果使残留奥氏体量增多。在这两种因素的同时作用下，残留奥氏体量随形变量变化的曲线上应该存在一个最大值。这个推断已在工作中得到证实（图 3.4-54）。当形变量较小时，自奥氏体析出的碳化物很少，而奥氏体本身却得到相当程度的强化，使马氏体转变受阻，因而残留奥氏体量增多。在较大的形变量下，由于动态回复甚至动态再结晶过程的发生使奥氏体的高温形变强化减弱，这时碳化物的析出起决定性作用，从而将马氏体转变温度升高，使残留奥氏体量减少。

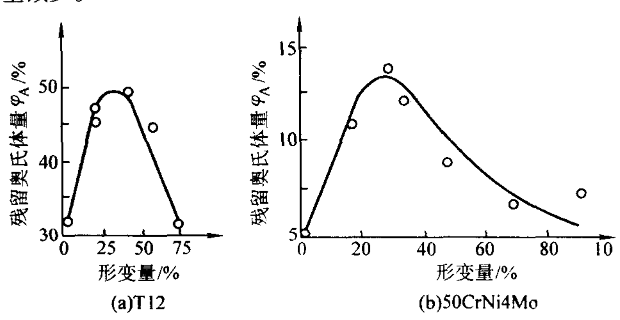


图 3.4-54　T12 和 50CrNi4Mo 钢 900℃形变淬火（未回火）后的残留奥氏体量与形变量的关系

3.2.4　碳化物的析出

55CrMnSiVA 钢的强度及固溶体中的碳含量与形变量的关系如图 3.4-55 所示。马氏体中的碳含量随着形变量的增加

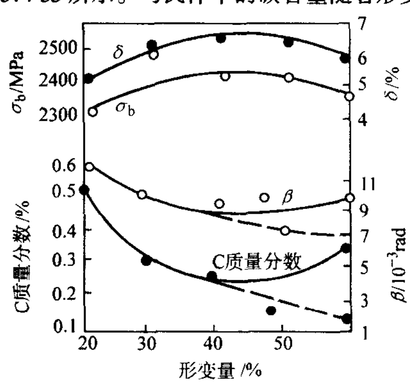


图 3.4-55　55CrMnSiVA 钢高温形变淬火后的力学性能、马氏体碳含量，(110) 线宽度和形变量间的关系
（实线形变温度为 950℃，虚线 850℃）

而先减后增，当形变量为 50%时，碳含量最少，为 0.18%（未形变时为 0.53%）。(110) 线条宽度 β 的变化规律与碳含量一样。抗拉强度和伸长率的变化与碳含量相反，随着形变量的增加而先增后减。当形变量为 40%时抗拉强度最大，形变量为 50%时，伸长率最大。当形变量为 60%时，由于

形变奥氏体的再结晶而导致抗拉强度和伸长率的下降，马氏体中碳含量也增加。如果我们使形变温度从 950℃ 降至 850℃，当形变量为 60% 时奥氏体也不会发生再结晶，而马氏体中的碳含量继续下降（如图 3.4-55 中虚线所示）。

已经证实奥氏体在形变中确实有碳化物析出。例如，图 3.4-56 就示出了形变量对 T12 钢残留奥氏体点阵常数的影响：当形变量增加时，残留奥氏体点阵常数变小。点阵常数的减小是因奥氏体中碳含量下降而引起的，当形变量为 75% 时，点阵常数减小了 0.000 6 nm。这相当于奥氏体中碳含量下降 0.2%。此外，文献还介绍，高温形变淬火能使奥氏体的电阻率下降。

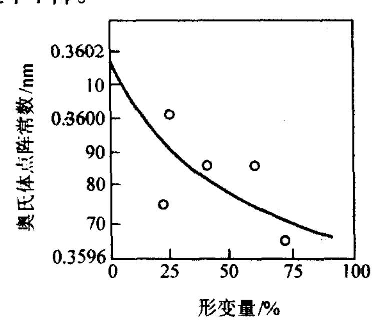


图 3.4-56 T12 钢残留奥氏体晶体点阵常数与形变量的关系
（1 100℃奥氏体化，900℃形变，10% NaCl 液体中冷却）

3.3 钢高温形变热处理后的力学性能

3.3.1 钢中合金元素对形变淬火后力学性能的影响

低温形变淬火对钢材的成分以及亚稳奥氏体区的宽阔程度有许多特殊要求，则限制了其应用范围。而对钢材没有苛刻的要求正是高温形变淬火工艺的最大优点之一。通过高温形变淬火，不论是普通的碳钢还是合金钢都能获得令人满意的强韧化效果。

合金元素影响低温形变淬火效果的一些基本规律，也适用于高温形变淬火。但高温形变淬火的形变温度高使其显示出了特殊性。高的形变温度加速了形变奥氏体中原子的扩散，点阵缺陷的运动等，于是产生两种相反的效应：一是由于原子扩散和位错运动的加速，使位错重新组合，而形成稳定的、对性能（特别是对塑性）有良好影响的位错结构；二是由于上述过程的加速，如控制不好，将因再结晶而导致高温形变淬火强化效果的减弱，甚至完全消除。因此要努力使这些过程的发展到恰到好处，以获得优良的形变强韧化效果。研究合金元素的作用，也应集中在合金元素对形变奥氏体中各种运动过程的影响上。但有关这方面的研究结果甚少。

（1）碳的作用

碳含量对 Cr-Mn-B 钢拉伸性能的影响示于图 3.4-57。可见，在普通淬火条件下，当碳含量为 0.4% 时，已可获得良好的力学性能组合。当这个钢的碳含量为 0.4% 时，高温形变淬火后强度的提高并不显著，但塑性储备却较大。而当碳含量接近 0.6% 时，高温形变淬火的强化效果很显著，其塑性与 0.4%C 钢普通淬火并 200℃回火后（$\psi = 15\%$）一样。从拉伸性能的角度来看，Cr-Mn-B 钢的碳含量在 0.4% ~ 0.6% 时，能在保证良好塑性的情况下比较显著地提高强度。

图 3.4-58 示出了碳含量对碳钢扭转与弯曲性能的影响。扭转试验时，高温形变淬火碳钢的最大抗剪强度对应的碳含量为 0.75%，而普通淬火钢为 0.55%；弯曲试验时则分别为 0.55%C 和 0.45%C。

由于钢的强度变化与碳含量的关系存在极值，故从工件的结构强度出发，建议高温形变淬火钢的碳含量以 0.45 ~ 0.6% 之间为最好。这样，就可以保证在复杂应力状态下高温形变淬火零件工作的可靠性。

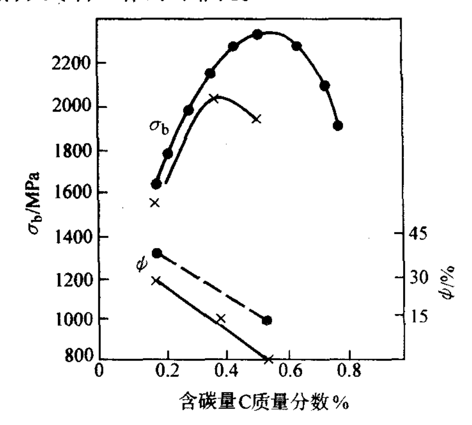


图 3.4-57 碳含量对 Cr-Mn-B 钢力学性能的影响（200℃回火）
●—高温形变淬火；×—普通淬火

（2）合金元素的作用

增加钢中的 Si 含量能提高高温形变强化效果。Si 含量对 0.6%C 钢高温形变淬火效果影响的试验结果示于图 3.4-59，而表 3.4-13 则给出了所用钢的成分和临界温度。此处，形变温度为 $Ac_3 + 40 \sim 50$℃，轧制形变量为 50%。由图可见，随着 Si 含量的增加，无论高温形变淬火处理或者是普通淬火处理后的强度都不断提高。例如，同是在 300℃回火，当含有 0.2%Si 时，形变淬火后 $\sigma_b = 1\ 900$ MPa；而当含 Si 量增大到 2.2% 时，σ_b 上升到 2 400 MPa。

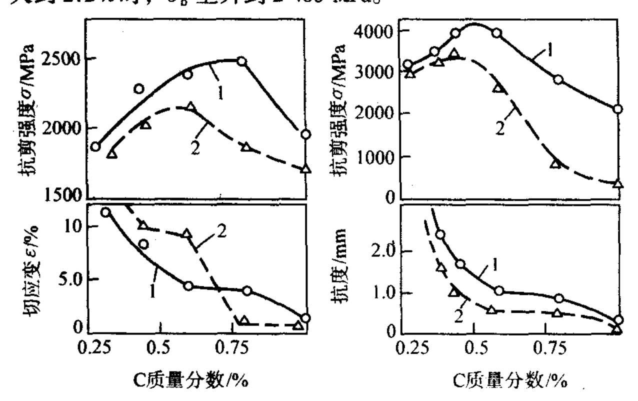


图 3.4-58 含碳量对碳钢扭转的弯曲强度与塑性的影响
1—高温形变淬火；2—普通淬火

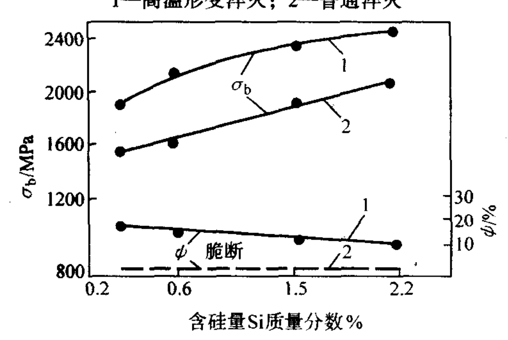


图 3.4-59 含硅量对 0.6%C 钢力学性能的影响（300℃回火 1 h）
1—高温形变淬火；2—普通淬火

随着含 Si 量的增大，塑性有些下降。含 2.2%Si 的钢于普通淬火及 300℃回火后。$\sigma_b = 2\ 000$ MPa，拉伸试样呈现脆性破断，在高温形变淬火后用同样温度回火，σ_b 达 2 400 MPa，$\psi = 10\%$。在普通淬火回火钢上为了获得同样的断面收缩率（$\psi = 10\%$），抗拉强度只能达到 1 600 MPa。

表 3.4-13　试验钢种的化学成分及加热临界温度

钢　号	C	Si	Mn	Ac_1	Ac_3
	质量分数/%			℃	
60	0.60	0.21	0.24	740	800
60Si0.6	0.58	0.65	0.24	750	820
60Si1.5	0.61	1.34	0.33	770	845
60Si2	0.62	2.08	0.25	780	890

Cr、Mo、W、V、Mn、Ni 和 Si 等合金元素均有抑制形变再结晶的显著作用。表 3.4-14 所示为 Cr、W、Mo、V 等碳化物形成元素对 55Si2（55C2）钢高温形变淬火效果的影响。选用钢材为 55Si2（55C2）、55Si2Cr（55C2X，≈1% Cr）、55Si2Mo（55C2M，0.26%Mo）、55Si2W（55C2B，≈1%W）和 55Si2MoV（55C2ΦM，0.28%Mo，0.18%V）。从表中可见，高温形变处理 55Si2 钢的抗拉强度在 2 280～2 370 MPa 范围内，断面收缩率为 7%～10%，而含有 Cr、Mo、W、V 等碳化物形成元素的 55Si2 钢强度增加 150～300 MPa，同时塑性增大一倍左右。可见碳化物形成元素在高温形变淬火中，尤其在提高塑性方面起着十分良好的作用。图 3.4-60 则示出了 Ni 对合金形变再结晶过程的阻碍作用。

表 3.4-14　Cr、W、Mo、V 元素对 55Si2 钢高温形变淬火效果的影响

钢　号	普通淬火（250℃回火）					900℃形变淬火				
	σ_b /MPa	σ_s /MPa	δ /%	ψ /%	HRC	σ_b /MPa	σ_s /MPa	δ /%	ψ /%	HRC
55Si2	脆　断				56	2 370	2 110	5	7	56
55Si2Cr	脆　断				57	2 540	2 310	5	10	57
55Si2Mo	脆　断				57	2 580	2 330	5	12	57
55Si2B	2 230	1 980	4	10	57	2 610	2 360	6	11	57
55Si2MoV	2 300	2 080	5	11	57	2 580	2 330	6	14	57

钢　号	960℃形变淬火					1 050℃形变淬火				
	σ_b /MPa	σ_s /MPa	δ /%	ψ /%	HRC	σ_b /MPa	σ_s /MPa	δ /%	ψ /%	HRC
55Si2	2 320	2 060	7	9	56	2 280	2 030	7	10	56
55Si2Cr	2 540	2 310	9	18	57	2 480	2 250	9	25	57

续表 3.4-14

钢　号	960℃形变淬火					1 050℃形变淬火				
	σ_b /MPa	σ_s /MPa	δ /%	ψ /%	HRC	σ_b /MPa	σ_s /MPa	δ /%	ψ /%	HRC
55Si2Mo	2 520	2 310	7	20	57	2 500	2 290	9	25	57
55Si2B	2 600	2 330	9	24	57	2 550	2 390	9	24	57
55Si2MoV	2 580	2 330	8	18	57	2 600	2 340	9	26	57

3.3.2　高温形变淬火钢的力学性能

前已指出，高温形变淬火加适当温度的回火处理，能在提高钢的抗拉强度和屈服强度的情况下，显著地改善钢的塑性与韧性，提高钢件在复杂的强载荷下工作的可靠性。尽管，高温形变淬火在提高强度方面的作用不如低温形变淬火显著，但它却能显著地改善钢的塑性，增加钢的韧性储备，从而提高钢材抗脆性破断的能力。

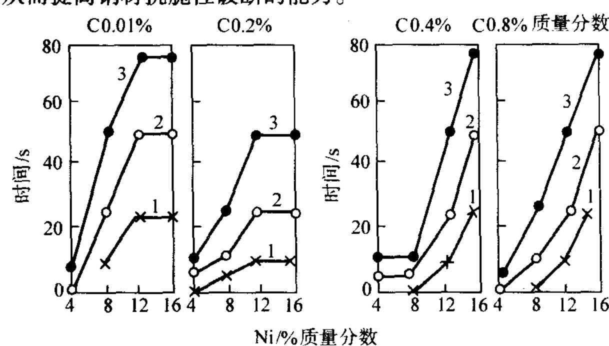


图 3.4-60　高温形变淬火时 Ni 对钢再结晶过程的阻碍作用

1—加工硬化状态；2—加工再结晶；3—聚集再结晶

（1）拉伸性能

与普通淬火回火热处理相比，高温形变淬火能提高抗拉强度 10%～30%，乃至高达 40%。值得注意的是，高温形变淬火还能比较显著地使塑性提高 40%～50%。而且，高温形变淬火所用形变量可以降低到 20%～50%范围（而低温形变淬火则高达 60%以上）。高温形变淬火不但能提高钢材的室温拉伸性能，而且还能提高高温拉伸性能。表 3.4-15 中为已发表的高温形变淬火钢的拉伸性能数据。而表 3.4-16 则示出了高温形变淬火对 2Cr13 钢高温拉伸性能的影响。在 550℃试验时，抗拉强度随形变量而提高。当形变量达到 76%时，与未形变的相比，σ_b 提高 33%，断面收缩率几乎不变，伸长率略有提高。这说明，高温形变淬火不仅使回火后的高温强度提高，而且还能保持很高的塑性。

表 3.4-15　高温形变淬火钢的力学性能

钢　种	σ_b/MPa		σ_s/MPa		δ/%		高温形变热处理工艺		
	高温形变淬火	普通淬火	高温形变淬火	普通淬火	高温形变淬火	普通淬火	形变量/%	形变温度/℃	回火温度/℃
50CrNi4Mo	2 700	2 400	1 900	1 750	9	6	90	900	100
50Si2W	2 610	2 230	2 360	1 980	6	4	50	900	250
55Si2MoV	2 580	2 300	2 330	2 080	6	5	50	900	250
60Si2Ni3	2 800	2 250	2 230	1 930	7	5	50	950	200
M75（俄钢轨钢）	1 750	1 300	1 500	800	6.5	4	35	1 000	350
Mn13	1 150	1 040	430	447	53.3	53.3	45	1 050	—
45CrMnSiMoV	2 100	1 875	—	—	8.5	7	50	900	315
20	1 400	1 000	1 150	850	6	4.5	20	—	200

续表 3.4-15

钢种	σ_b/MPa		σ_s/MPa		δ/%		高温形变热处理工艺		
	高温形变淬火	普通淬火	高温形变淬火	普通淬火	高温形变淬火	普通淬火	形变量/%	形变温度/℃	回火温度/℃
20Si2	1 350	1 100	1 000	800	11	5	40	—	200
40	2 100	1 920	1 800	1 540	5	5	40	—	200
40Si2	2 280	1 970	1 750	1 400	8	3	40	—	200
60	2 330	2 060	2 200	1 500	3.5	2.5	20	—	200
Q235（A3，Cr3）	690	—	635	350	—	—	30	940	—
45CrMnSiNiWTi	2 410	2 100	2 160	2 000	5	4	40	800～820	100
20CrMnSiWTi	1 760	1 520	1 560	1 340	7.8	8.3	50	800	—
45CrNi	1 970	1 740	—	—	8.2	4.5	50	950	250
18CrNiW	1 450	1 150	—	—	—	—	60	900	100
AISI，SAE4340	2 250	2 230	1 690	1 470	10	9	40	845	95
55CrMnB	2 400	1 800	2 100	—	4.5	1	25	900	200
40Cr2Ni4SiMo	2 500	2 000	1 900	1 350	13	8	60	—	—
47Cr8	2 420	1 650	2 200	1 520	8	3.5	75	—	200
55Si2	2 220	1 820	2 010	1 750	—	—	15～20	—	300
50SiMn	2 040	1 750	1 760	1 540	—	—	15～20	—	300
40CrSiNiWV	2 370	2 000	2 150	1 660	8.1	5.9	85	—	200
40Cr2NiSiMoV	2 300	1 910	2 140	1 590	9.1	6.4	95	—	200
40CrMnSiNiMoV	2 200	1 960	1 750	1 530	10.5	8.3	85	—	200
55Cr5NiSiMoV	2 280	2 110	1 990	1 840	9.0	7.1	85	—	250

表 3.4-16 2Cr13 钢高温形变热处理后的拉伸性能

形变量/%	拉伸试验温度 500℃			650℃		
	σ_b/MPa	δ/%	ψ/%	σ_b/MPa	δ/%	ψ/%
0	497	11	68	342	20	90
25	576	9.7	71	340	18	88
33	620	11	66	356	24	97
58	621	9.7	63	—	—	—
76	800	14	66	—	—	—
试样处理	加热到 1 200～1 100℃ 形变淬火≈600℃回火2 h			加热到 1 200～1 100℃ 形变淬火≈700℃回火2 h		

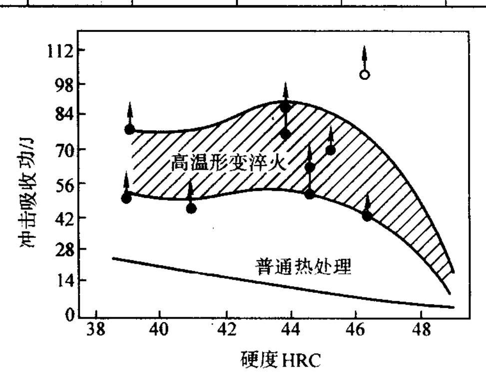


图 3.4-61 高温形变对 5150 钢冲击韧度的影响
（箭头表示试样未破断）

(2) 冲击性能

AISI5150 钢（0.5% C～0.9% Mn－0.11% Ni－0.80% Cr）的研究结果表明，高温形变淬火能显著地提高冲击吸收功（图 3.4-61）。其处理规范是：843℃奥氏体化空冷至 792℃，形变 60% 淬火，并在不同温度下回火。从图中可见，高温形变淬火能数倍地提高钢的冲击吸收功。而且，高温形变淬火试样呈韧性破断，普通淬火时呈脆性破断。图 3.4-62 所示为高温形变淬火对 AISI4340 钢的冲击吸收功的影响，其中图 3.4-62a 为淬火状态下的冲击吸收功，图 3.4-62b 为 230℃回火 1 h后的冲击吸收功。从图中大体上可看到冲击吸收功上升和脆性转变温度下降的明显趋势。图 3.4-62c 和图 3.4-62d 表明

高温形变淬火时形变量的影响，当形变量增大时，冲击吸收功经过某一最高值而后下降。表 3.4-17 所列为高温形变淬火对不同碳含量的 Cr5Mo2SiV 钢的脆性转变温度的影响。从表中可见，高温形变淬火确有降低脆性转变温度的作用。

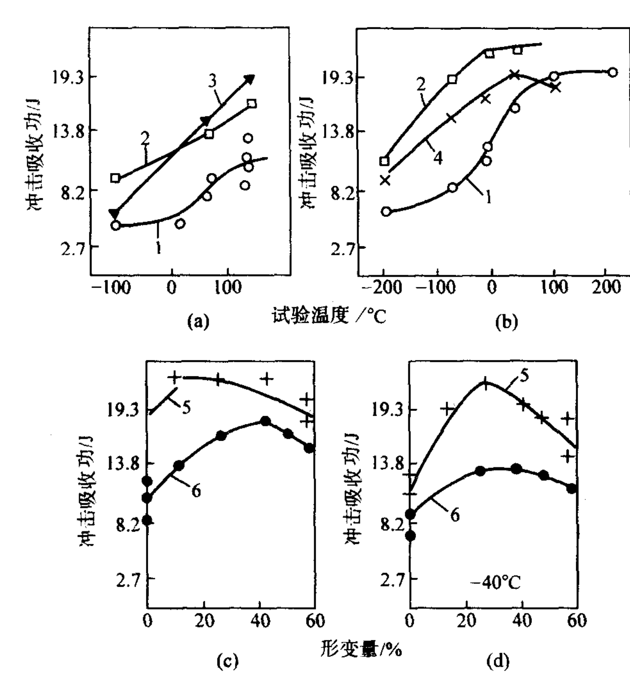


图 3.4-62　高温形变淬火对 4340 钢冲击吸收的影响

1—普通淬火；2—形变 25%；3—形变 40%；4—形变 54%；5—232℃回火；6—淬火态

表 3.4-17　高温形变淬火对不同含碳量的 Cr5Mo2SiV 钢脆性转变温度的影响

碳含量（质量分数）/%	冶炼方式	脆性转变温度/℃		
		低温形变淬火	高温形变淬火	普通淬火
0.3	一般	—	190 ~ -30	210 ~ 10
	真空	200 ~ 10	160 ~ -40	190 ~ -30
0.4	一般	—	210 ~ -10	235 ~ 20
	真空	260 ~ 40	190 ~ -30	210 ~ -20

高温形变淬火能够减弱甚至完全消除合金结构钢的回火脆性，早已成为公认的事实。对 37CrNi3A 及 40CrNi4 等回火脆倾向性很大的镍铬结构钢进行的高温形变热处理的研究结果发现（图 3.4-63），如果在避免奥氏体发生再结晶的条件下进行轧制形变（奥氏体化温度 1 150℃，形变温度 900℃，形变量 26% ~ 30%）而后淬火，便可以使第一类（不可逆）回火脆性大为减弱，而使第二类（可逆）回火脆完全消除。有的文献介绍，高温形变淬火可以完全消除 40Cr2Ni4SiMo 钢的回火脆性。

（3）疲劳性能

高温形变淬火能提高钢的疲劳极限，但应特别注意最佳形变量的问题。图 3.4-64 及图 3.4-65 示出了在 55Si2 和 50CrMnA钢上的试验结果。可以看出，高温形变淬火能使钢疲劳极限提高 20%左右。例如，在高温形变淬火及 300℃回火后，55Si2 钢的 σ_{-1} = 630 MPa，50CrMnA 的为 600 MPa，而普通热处理后则分别为 525 MPa 和 520 MPa。图 3.4-66 所示为高温形变淬火时的形变量对 Mn - Cr - B 系 AISI5160 弹簧钢疲劳性能的影响。从图中可见，当形变量为 30%左右时，

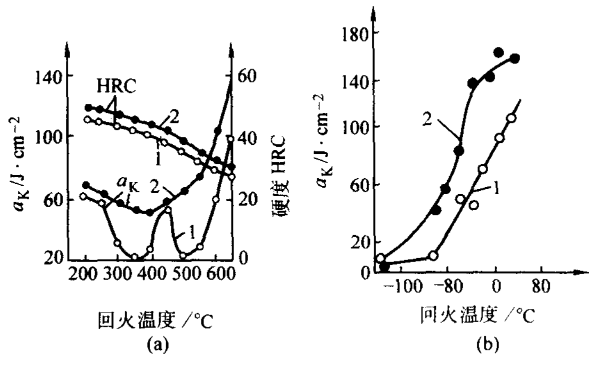


图 3.4-63　高温形变淬火对 37CrNi3A 钢（a）和 40CrNi4 钢　（b）冲击韧度的影响

1—普通淬火；2—高温形变淬火

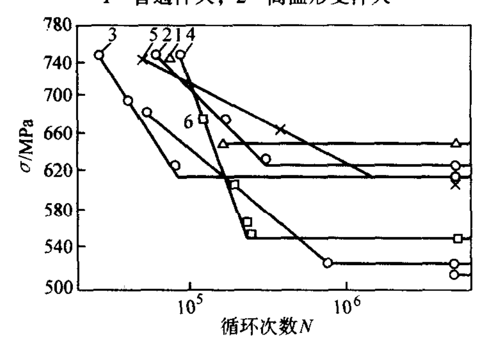


图 3.4-64　不同高温形变热处理工艺对 55Si2 钢疲劳性能的影响（950℃奥氏体化、油冷淬火）

1—高温形变，轧后 6 ~ 8 s 淬火，460℃回火 30 min；2—同 1，300℃回火 1 h；3—同 1，250℃回火 1 h；4—同 1，400℃回火 1 h；5—高温形变，轧后 15 s 淬火，300℃回火 1 h；6—普通淬火，500℃回火 30 min

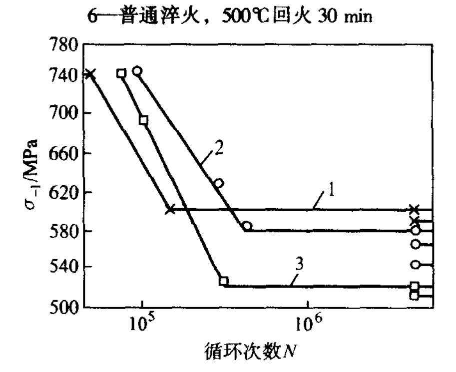


图 3.4-65　高温形变热处理规范对 50CrMnA 钢疲劳性能的影响（900℃奥氏体化，油冷淬火）

1—高温形变，轧后 6 ~ 8 s 淬火，300℃回火 1 h；2—同 1，400℃回火 1 h；3—普通淬火 500℃回火 1 h

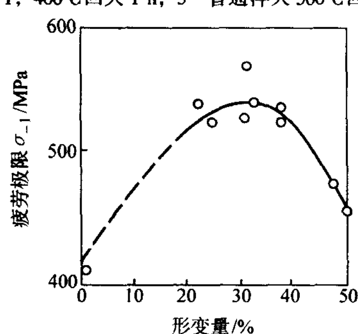


图 3.4-66　AISI5160 钢（相对于 60MnCr）**疲劳极限与形变量间的关系**

疲劳极限有最大值，达 540 MPa。与普通热处理后所得的 410 MPa相比较，提高了将近 32%。

(4) 裂纹扩展功与断裂韧度

高温形变淬火能提高钢材的裂纹扩展功和断裂韧度，降低钢材的缺口敏感性，提高钢材的塑性储备。高温形变淬火对不同碳含量的 Cr5Mo2SiV 钢裂纹扩展功的影响，如图 3.4-67 所示。可以看出，当碳含量相同时（<0.4%C），高温形变淬火试样的裂纹扩展功最大，普通处理和低温形变淬火试样的裂纹扩展功都比较小。

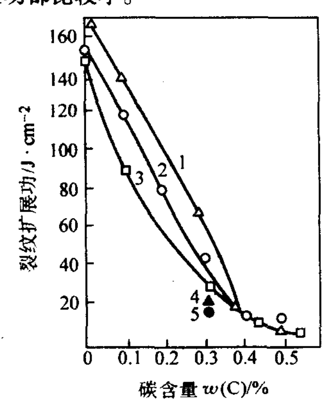


图 3.4-67　不同处理方法对不同碳含量的 Cr5Mo2SiV 钢裂纹扩展功的影响

▲●—一般熔炼；□△○—真空熔炼

1、4—高温形变淬火；2、5—普通热处理；3—低温形变淬火

高温形变淬火钢材的断裂韧度 K_{IC} 值随形变量的变化有极大值关系。图 3.4-68 所示为高温形变淬火对 Q235（俄 CT3）和 35MnSi 钢断裂韧度的影响。从图中可见，对应着 K_{IC} 的最大值有一最佳形变量。对 Q235 钢来说，形变温度为 960℃、900℃和 850℃时的最佳形变量为 33%，800℃时则为 24%。35MnSi 钢的最佳形变量为 33%。

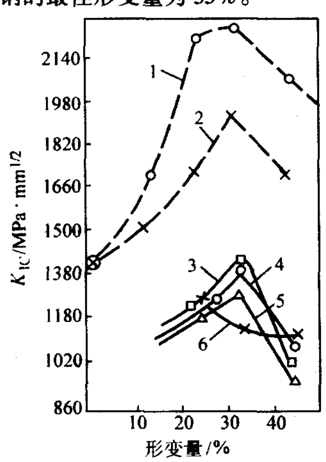


图 3.4-68　高温形变淬火工艺对 Q235（俄 CT3）和 35MnSi 钢断裂韧度 K_{IC} 的影响

1—35MnSi 钢；2—Q235（CT3）；3—850℃形变；4—950℃形变；5—900℃形变；6—800℃形变

在屈服强度相同时，高温形变淬火钢材的断裂韧度比普通淬火者高得多。如有人将 60Si2 钢（0.58%C，0.97%Mn，1.92%Si）于高温形变淬火（轧制到 830℃随即淬火）与普通淬火（热轧至 1 050℃，空冷，然后再加热到 950℃，油淬）后，回火到相同的屈服强度（$\sigma_{0.2}$），进行断裂韧度的比较，所得到的试验结果示于图 3.4-69。结果表明，随着 $\sigma_{0.2}$ 值的增高（即回火温度的降低），普通淬火试样的断裂韧度值下降较快，而高温形变淬火者变化较小。且在 $\sigma_{0.2}$ 值为 1 000～1 800 MPa 的区间，高温形变淬火后的 K_{IC} 值始终比普通淬火者高出大约 1 000 MPa·mm$^{1/2}$。

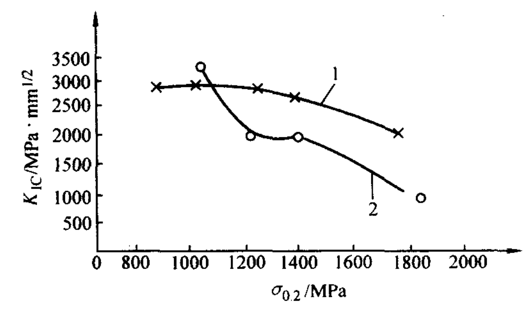


图 3.4-69　60Si2 钢断裂韧度和屈服强度的关系

1—高温形变淬火；2—普通淬火

(5) 延迟断裂性能

高温形变淬火能提高钢的延迟断裂性能。图 3.4-70 所示为在 35MnSi 钢上的试验结果。可见，高温形变淬火使延迟断裂抗力提高了 40%。高温形变淬火后的断裂应力为 1 370 MPa，断裂时间为 320 min；而普通热处理后分别为 985 MPa，断裂时间为 220 min。

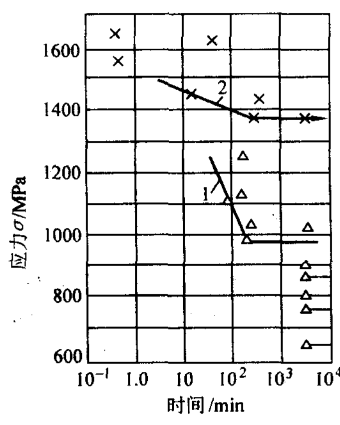


图 3.4-70　32MnSi 钢断裂应力与断裂时间的关系

（形变温度 800～900℃，形变量 20%～28%）

1—普通淬火；2—高温形变淬火

(6) 热强性

在各种方式的形变热处理中，高温形变热处理对提高结构钢热强性有最好的效果。图 3.4-71 所示为高温形变淬火对

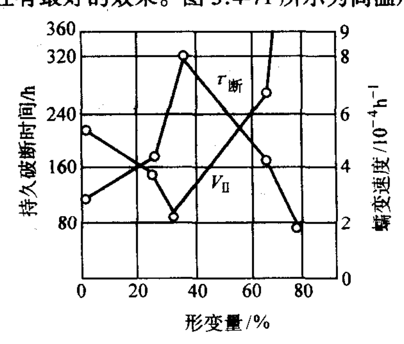


图 3.4-71　2Cr13 钢的持久破断时间和第二阶段蠕变速度与形变量的关系（试验温度 550℃，应力 300 MPa，试样 1 200℃奥氏体化，1 100℃形变淬火，600℃回火 2 h）

2Cr13 钢热强性的影响。从图中可见，在 550℃，应力为 300 MPa的试验条件下，高温形变淬火能延长试样的持久破断时间，降低第二阶段蠕变速度。与普通淬火者相比，当形变量为 33%时，持久破断时间延长了两倍（由 111 h 增加到

326 h)，第二阶段蠕变速度降低 1/2 以上（由 0.054%/小 h 降低到 0.022%/h)。持久破断时间随形变量的增加先增后减，在 33%～60%之间存在一个最佳形变量。在该试验所用的各种形变量中以 33%为最佳。当形变量超过某一值（75%左右）时，形变处理反而缩短破断时间。第二阶段蠕变速度的变化与持久破断时间有着良好的对应关系，即较小的蠕变速度对应着较长的持久破断时间。

除上述性能方面以外，高温形变热处理还能提高钢的耐磨抗蚀性能。

3.4 高温形变淬火强化机理

高温形变淬火与低温形变淬火在强化机理上应有许多相同之处。诸如马氏体细化、碳化物相的析出、点阵缺陷的继承等等，同样也构成高温形变淬火的主要强化因素。但高温形变淬火与低温形变淬火最主要的区别，就在于形变温度的不同，因而，高温形变淬火强化机理的种种特点，都与形变温度较高这一点直接有关。

表 3.4-18 简单归纳了高温及低温形变淬火在强化因素方面的差异。其中关于马氏体细化及晶界状态问题，前已讨论不再赘述。关于碳化物是自形变奥氏体中直接析出，还是在形变后的冷却过程中因马氏体自回火而析出方面虽还存在有不同见解，但任何人也不否认碳化物的析出及其在强化中的作用。

表 3.4-18　高温及低温形变淬火强化因素的差异

强化因素	高温形变淬火	低温形变淬火
马氏体细化	程度较小	程度较大
碳化物析出	存在	存在
点阵缺陷及其结构	密度较小	密度较大
	大部分以多边化方式构成亚晶界	均匀分布在晶内
	稳定性较大	稳定性较小
晶界状态	可形成锯齿状晶界	难形成锯齿状晶界

下面将从点阵缺陷的继承及热形变时的组织变化方面进行讨论，以进一步了解高温形变淬火的强化机理。

3.4.1 缺陷继承问题

事实上，在高温形变淬火中，形变奥氏体获得的缺陷为转变后的马氏体所继承。故形变奥氏体的位错密度愈高，由之产生的马氏体位错密度也愈高。高温形变奥氏体位错结构的特点是，形成明显的多边化边界，位错大部分堆积在边界上，而亚晶粒内部位错较少。这种结构稳定性较高，对随后产生的马氏体的韧性有十分良好的作用。

高温形变奥氏体的位错结构为马氏体所直接继承，已为电子显微镜所证明。除了用电子显微镜直接观察和 X 射线结构分析方法，还用内耗方法研究了高温形变淬火的强化机理。许多人观察到在冷形变钢或淬火钢中有一个 200℃内耗峰（当扭摆振动频率为 1 次/s 时），并且认为这个峰与外加应力作用下间隙原子与位错的相互作用有关。该峰值的高度与体心立方点阵金属中的位错密度成正比，钢因淬火强化而引起的强度增量（与退火状态比较）和 200℃内耗峰值存在着直线关系。

许多人在奥氏体中观察到一个≈240℃的内耗峰（当扭摆振动频率为 1 次/s 时)。这是由间隙原子碳在 $\gamma-Fe$ 中的微扩散所引起的。有的文献谈到高温形变使≈240℃内耗峰值上升，并且认为这是位错密度增加的结果。研究发现，在高温形变时，形变量的增加能使奥氏体的≈240℃内耗峰增大，与之相对应，马氏体的 200℃内耗峰值亦增大。两者间的对应关系充分说明了，奥氏体和马氏体间存在着点阵缺陷的继承关系。研究还发现 40 钢因淬火或高温形变淬火而引起的强度增量（与退火状态比较）和 200℃内耗峰值间存在着某种线性关系。高温形变淬火后强度增量较大，而内耗峰值的增加相对较小。由此该作者推断，高温形变淬火强化，不仅位错密度的增加（如普通淬火那样）在起作用，而且还可能有其他更重要的结构因素，例如，高温形变时所造成的多边化亚结构等。

3.4.2 奥氏体的高温形变过程

奥氏体在高温形变过程中所发生的组织变化的特征，可以按照应变强化（或弱化）曲线的走向进行间接的判断。根据 0.25%C 钢在 1 100℃扭转形变时的真实应力-应变曲线上得到了如下几个特点：

1）在应变最初阶段，应力急剧增大至达到某一峰值，即存在应变强化。对应这一状态的组织特点是，位错的无序分布以及高的位错密度和空穴密度。

2）当热形变温度恒定时，随着形变速度的增加，与峰值对应的应力及应变数值增大，即热作硬化状态增强。或当形变速度恒定时，随着温度的降低，情况也是一样。

3）按照动态回复机理产生的弱化效应超过了强化效应，因而使曲线上出现峰值。在热形变条件下动态回复（就是在有形变应力作用条件下的回复）得到显著发展，成为在形变进程中去强化的第一步。由于来得及发生交滑移或位错攀移，而使亚晶块结构得到充分的发展。

4）然后存在一稳定阶段，其特征是在应力不变（或略有变化）的条件下，产生极大的应变。称之为热形变的稳定阶段——即应变造成的强化过程与同时发生的弱化过程之间的动态平衡。上述的弱化过程可能是动态多边化（当位错比较容易从原来的滑移面脱出而形成亚晶界），或者是动态再结晶，也就是在有形变应力作用条件下的再结晶。

形变金属中位错的不规则排列，由于位错的滑移或攀移而规则化，称为多边化。形变金属经多边化处理后，位错因攀移而堆砌成墙，形成亚晶界，而亚晶粒内部位错很少。

在热形变过程中，动态再结晶的进行主要是由于亚晶粒的聚合以及大角晶界在临近区域的迁移而引起的。尽管按亚晶界聚合机理而进行的再结晶使得许多缺陷能够保留在再结晶区域中，但其弱化作用仍比多边化过程厉害得多。

在热形变中，如果形变速度大，使钢处于强烈热作硬化状态时，并且在较高温度下因再结晶而引起的去强化成为主要过程。当形变速度较小，热作硬化状态尚不十分激烈，而形变时间又不足以进行动态再结晶时，钢的弱化过程将按照动态多边化的机理进行。由此看来，为了进行动态再结晶，必须在高温、一次大形变条件下，造成激烈的热作硬化状态，这种状态通常在挤压或多辊轧制时可以见到。因此，当热形变结束后，由于形变条件（形变温度、形变速度、形变应力）的不同，奥氏体在高温下的精细结构将是不同的。

位错无序分布的组织对应着热作硬化状态，在随后的淬火中强度指标升高而脆断抗力下降。从这个意义上讲，高温形变淬火以后，可得到与低温形变淬火甚至与冷形变相似的组织与性能。在另一种热形变条件下，可得到与动态回复相应的亚结构开始形成的组织状态，这时强度指标下降，而塑性、韧性及脆断抗力上升。

对形变强化倾向性较高的钢材，在稳定阶段的变化，可按着动态再结晶机理进行。在这种情况下，动态回复阶段形成的亚结构可能导致最好的性能组合。动态再结晶的发生并不意味着完全的去强化，在动态再结晶之后，仍可得到较高的力学性能组合。

在稳定阶段，由于动态多边化的结果，形成了完备而稳定的亚结构，具有最高的力学性能组合，即在强化的同时，

提高脆断抗力，提高材料的可靠性。因此，在确定高温形变淬火的热形变规范时，应考虑利用动态多边化，以获得完善的亚结构或至少应是动态回复（可看作是动态多边化的起始阶段）。这样才能保证获得良好的性能组合，即高强度及高脆断抗力。

用上述见解可以理解：

1）当形变量很大时，就有产生强烈发展的动态再结晶组织的危险性。因此对于碳钢，低合金钢甚至中合金钢，不宜采用较大的形变量。在高合金钢中，作为扩散过程的动态再结晶较难进行，也不希望采用大的形变量，因为这样就可造成接近于低温形变淬火的热作硬化状态，使得在提高强度的同时，塑性降低。

2）在进行高温形变淬火时，通常要求在形变终了后立即淬火。对于碳钢及低合金钢来说，因为其位错重新排列比较容易进行，在热形变过程中就已经完成了动态多边化过程，因此，立即淬火固定了动态多边化相对应的组织状态，而获得了良好的力学性能组合。但是，中合金钢及高合金钢在形变刚刚结束时，处于热作硬化状态，为了进行多边化，最好在形变后有一定时间的停留，以获得最佳的力学性能组合。

3）多次小形变比一次大形变有较好的效果。因为多次小形变时，动态多边化过程进行得比较完全。

3.4.3　形变奥氏体再结晶问题

从以上分析中可以看出，形变奥氏体所获得的位错，虽然因高温的作用在数量（密度）上有所减少，但同时却发生了位错结构的重新排列——多边化过程。由于多边化过程的结果，分散在晶粒内部杂乱无章的位错大部分消失。取而代之的是稳定性极高的亚晶组织，也即由位错墙构成的网络组织。同时，过高的应力集中区域也会在位错的热运动中消失。这种网络形式的位错结构及晶内应力集中的去除乃是最理想的组织状态，使得钢材具有极为良好的强度及塑性、韧性的组合（虽然强度的提高不如冷作硬化或低温形变淬火时那样突出）。

实际上，这种多边化过程就是再结晶的最初始阶段。这就打消了人们对于再结晶温度以上进行的高温形变淬火是否会有什么强韧化效果的疑虑。当然，在选择高温形变淬火工艺参数（形变温度、形变量、形变速度、淬火前的停留时间等等）时必须注意，不能允许再结晶过程过分的发展，尤其是集聚再结晶（二次再结晶）的阶段绝不允许发生。否则，形变所引入的各种形式的位错结构均将遭到彻底破坏，而不能取得明显的强韧化效果。

在可以避免再结晶发生的条件下，奥氏体形变温度愈高时，形变强化效果愈低，但由于随后的热过程而发生的去强化程度也愈少。换句话说，形变温度愈高时，引入的位错密度愈小，但位错结构对于温度作用的稳定性愈大。在有可能发生再结晶的情况下，奥氏体化温度愈高时，再结晶过程发展得愈缓慢。这种现象对高温形变淬火极为有利。

通常，合金钢在奥氏体区域达到完全再结晶所需的时间会更长。在一般的高温形变淬火工艺中，最佳形变量均＜50%（常为30%左右），所以为完成再结晶所需的时间就更长。因此，在一般工艺条件下，要避免集聚再结晶，是完全可能的。

有些文献中曾强调，在高温形变淬火中必须完全杜绝再结晶的发生，才能看出强化效果，但也有人指出，发生部分的初始再结晶，只能略使强化效果有所降低。

3.5　钢的锻热淬火

钢的锻热淬火也叫做锻造余热淬火。是一种奥氏体化及形变温度较高（一般在1 050～1 250℃）的典型高温形变热处理工艺。由于，锻后余热的利用，节省了热处理（正火和调质）的重新加热，而且还得到了较好的力学性能组合。因此，锻热淬火已成为高强度零件生产方面的重要工艺方法，获得了广泛应用。

3.5.1　锻热淬火钢的力学性能

锻热淬火钢具有优良的拉伸、冲击和疲劳性能。在普通热处理情况下，强度、硬度上升时总是伴随着塑性及韧性的下降，而锻热淬火却能使强度和冲击值同时提高。锻热淬火及普通淬火钢力学性能的比较列于表3.4-19。图3.4-72所示为S50C钢（日本钢号，相当于我国50钢）的弯曲疲劳试验结果。锻热淬火对33CrNiSiMnMo钢断裂韧度的影响示于图3.4-73。锻热淬火的奥氏体化（形变）温度对钢力学性能的

表3.4-19　锻热淬火与普通淬火钢力学性能比较

零件名称	工　艺	力学性能					
		σ_b /MPa	σ_s /MPa	δ /%	ψ /%	a_K /J·cm^{-2}	硬度
农机耙片（65Mn）	锻热淬火	—				113	49HRC
	普通淬火	—				119.6	49HRC
4115连杆（45）	锻热淬火	820			46	102	260HBS
	普通淬火	770			63	123	221HBS
拖拉机接片（45）	锻热淬火	880		16	47	56	—
	普通淬火	790		17	43	58	—
拖拉机转向臂（45）	锻热淬火	—		—	—	100	255HRC
	普通淬火	—		—	—	105	—
拖拉机立直落管（45）	锻热淬火	785	690	22.5	41	—	22HRC
	普通淬火	840	660	15	32	—	25HRC
拖拉机主动升降臂（45）	锻热淬火	925	778	10.0	42	70	23HRC
	普通淬火	830	635	30.0	57	120	21HRC
拖拉机转向节半轴（45）	锻热淬火	770	680	23	62	92	—
	普通淬火	—	—	—	—	110	—
拖拉机转向臂轴（45）	锻热淬火	860	705	15	20.5	—	18HRC
	普通淬火	755	720	24	59	—	14HRC
S195连杆（45）	锻热淬火	1 000	—	13.6	48.8	67	302HBS
	普通淬火	841	—	19.6	64	113	294HBS
S195连杆（45）	锻热淬火	942	829	13.6	61	125	27.8HRC
	普通淬火	867	708	21.6	58.1	123	24.4HRC
K701拖拉机连杆（45）	锻热淬火	1 000	—	13.7	44.3	130	290HBS
	普通淬火	745	—	17.2	61	84	280HBS
K701拖拉机吊物（40Cr）	锻热淬火	1 130	—	10.7	37.1	88	327HBS
	普通淬火	1 002	—	9.6	45.2	57	235HBS
135柴油机连杆（40Cr）	锻热淬火	830	—	21	68	175	250HBS
	普通淬火	770	—	19	66	160	235HBS
高强螺母（20CrMn）	锻热淬火	868	769	24.0	74.3	—	247HBS
	普通淬火	727	655	22	73.2	—	210HBS
履带链板（40Mn）	锻热淬火	870	780	2.0	—	89	268HBS
	普通淬火	800	620	21.8	—	85	246HBS
汽车第一轴突缘（45）	锻热淬火	846	—	—	—	106	264HBS
	普通淬火	817	—	—	—	106	225HBS

影响示于图 3.4-74。锻热淬火及普通淬火的 S45C 钢（日本钢号，相当于我国 45 钢）500～700℃回火后的抗拉强度、硬度、伸长率及冲击韧度的变化，示于表 3.4-20 及图 3.4-75。锻热淬火钢的高硬度一直保持到 600℃回火以前，可见其回火抗力很高。以 550℃回火为例，锻热淬火可提高硬度 13.5%、抗拉强度 8%、伸长率 15%、冲击韧度 23%。在同等强度（或硬度）下，锻热淬火钢具有优越的冲击韧度和疲劳性能。

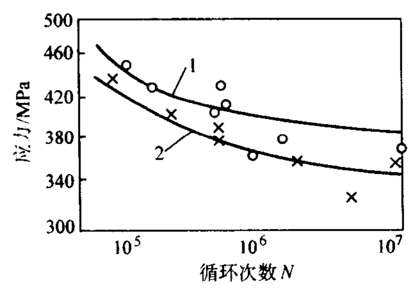


图 3.4-72　锻热淬火对 50 钢疲劳性能的影响

1—锻热淬火；2—普通淬火

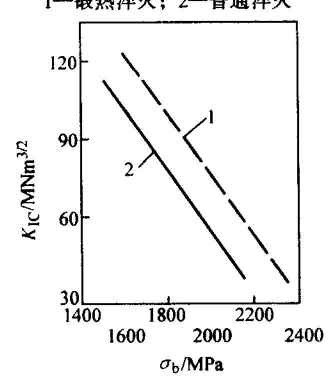


图 3.4-73　锻热淬火对 33CrNiSiMnMo 钢断裂韧度 K_{Ic} 的影响

1—锻热淬火；2—普通淬火

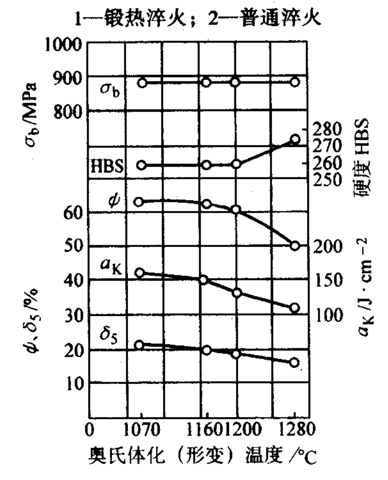


图 3.4-74　锻热淬火的形变温度对 40Cr 钢力学性能的影响（形变后停留 30 s 淬火，形变量 60%）

表 3.4-20　S45C（45）钢锻热淬火的力学性能

回火温度 /℃	抗拉强度/MPa				伸长率/%			
	锻热淬火	普通淬火	差值	增加率 /%	锻热淬火	普通淬火	差值	增加率 /%
500	960	900	6	6.7	8.5	6.1	2.4	39
550	930	855	7.5	9.3	9.2	8.0	1.2	15
600	770	725	4.5	6.2	11.2	9.0	2.2	24.5
650	750	705	4.5	5.6	12.0	11.0	1.0	9.2
700	645	610	3.5	5.6	16.0	12.0	4.0	33

续表 3.4-20

回火温度 /℃	冲击韧度/J·cm^{-2}				硬度 HRC			
	锻热淬火	普通淬火	差值	增加率 /%	锻热淬火	普通淬火	差值	增加率 /%
500	96	82	14	17	35.2	31.0	4.2	13.5
550	145	118	27	23	34.0	30.0	4.0	13.3
600	160	146	14	9.6	31.0	27.2	3.8	13.3
650	180	162	18	11.1	26.6	25.6	1.0	3.9
700	195	180	15	8.3	25.8	25.2	0.6	2.4

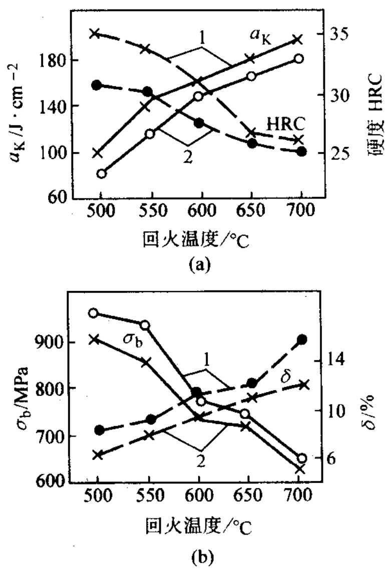


图 3.4-75　回火温度对 45（S45C）钢力学性能的影响

1—锻热淬火；2—普通淬火

3.5.2　影响锻热淬火效果的工艺因素

影响锻热淬火效果的首要工艺因素是锻造温度。锻造开始温度对 S50C 钢硬度和冲击韧度的影响，如图 3.4-76 所示。从图中可见，锻造温度为 900～1 050℃时，锻热淬火钢具有非常优异的韧性，并具有较高的强度。所以从获得最佳的强韧化效果出发，希望锻造温度不宜过高，以避免集聚再结晶的发生。

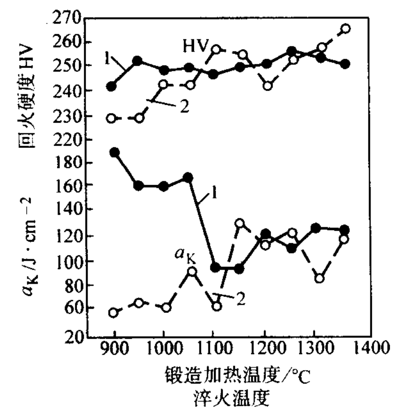


图 3.4-76　锻造温度对钢锻热淬火后硬度和冲击韧度的影响（回火温度 600℃）

1—锻热淬火；2—普通淬火

锻造后淬火前的停留时间对锻热淬火效果的影响是现场作业时一个重要的工艺参数。停留时间（1～25 s）对不同温度（900～1 200℃）锻热淬火 S45C 钢硬度的影响示于图 3.4-77。从图中可见，900℃锻造后停留 1 s 后的淬火硬度为 62HRC，停留 5 s 后为 59HRC，停留 7 s 后硬度显著下降到 26～29HRC。硬度如此急剧下降，是因为锻造加热温度较低，形变奥氏体易于再结晶所致。而当锻造温度为 1 200℃时，停留 1 s 后的硬度为 61.5HRC，10 s 后为 59.3HRC，20 s 后为 58.7HRC，即略有下降。停留 25 s 时，钢件温度下降严重，以致有铁素体析出，使硬度急剧降低。

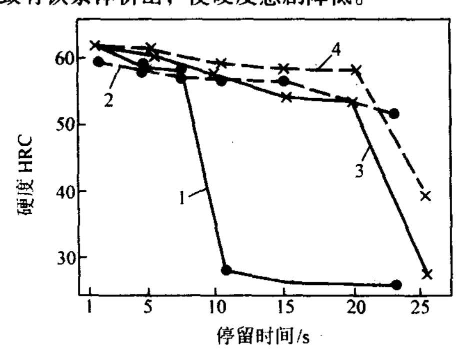


图 3.4-77　锻后停留时间对 45 钢锻热淬火硬度的影响

1—900℃，形变量 48%；2—1 050℃，形变量 51%；
3—1 200℃，形变量 60%；4—1 200℃，形变量 70%

因此，锻造温度不宜过高，锻造后应立即淬火，对碳钢仅可有 3～5 s 的锻后停留，对合金钢则可稍长一点。

3.5.3　锻热淬火钢的强韧化机理

关于锻热淬火钢的强韧化问题有两种说法，一是淬透性的提高；二是亚结构的细化。

（1）淬透性的提高

试验证明，锻造后立即淬火可显著地提高钢的淬透性。锻热淬火对三种碳钢淬透性的影响示于图 3.4-78。锻造温度为 1 300℃，锻造比是 3。从图中可见，锻热淬火使临界直径增大两倍以上。奥氏体化温度愈高，淬透性的提高愈明显。奥氏体化温度提高会使晶粒变大，但与同一温度下未锻造试样比较，晶粒仍很细小。如上所述，锻热淬火钢力学性能上突出的特点，是硬度高及韧性好。硬度高是淬火完全的结果。当普通淬火时，由于钢的淬透性不高，没有全部淬成马氏体，所以引起硬度低。而锻热淬火时，由于提高了淬透性，淬火完全，因而硬度较高。与淬火不完全的钢比较，完全淬火钢回火后具有较高的冲击韧度。故一般认为，硬度与冲击韧度高的原因是由于淬火完全所致。

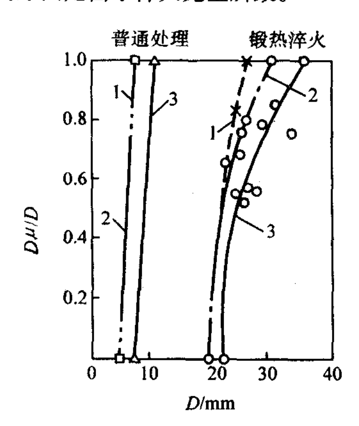


图 3.4-78　锻热淬火对碳钢淬透性（临界直径）的影响

1—0.46%C 钢；2—0.51%C 钢；
3—0.55%C 钢（成分为质量分数）

（2）亚结构的细化

同一般高温形变淬火一样，锻热淬火的强韧化效果是由于组织结构上的变化所造成的。组织结构上的变化不外乎马氏体细化，点阵缺陷的继承和微细碳化物弥散析出等，在高温形变淬火部分已经讨论，这里不再重述。下面只就锻热淬火钢组织结构上的特点予以讨论。

对 SCr3 钢（0.36%C—1.02%Cr）、S10C（0.1%C 钢）和 S45C（0.45%C 钢）锻热淬火与普通淬火后的组织观察表明：普通淬火钢中的碳化物比较粗大，并近于球状，马氏体平直而细长，基底为再结晶铁素体。而锻热淬火钢的碳化物细小而弥散，基底再结晶不完全，有原来马氏体的痕迹，马氏体针弯曲而互相交错。

钢在 600℃回火后出现明显的亚晶块组织。不过，锻热淬火钢的亚晶块尺寸较小，而且亚晶界发展得比较完善。而普通淬火钢的亚晶块尺寸较大，亚晶界很不完善。从亚晶块具有普通晶粒作用的观点出发，当然亚晶块愈小时，强度愈高，韧性愈好。

模锻与淬火的结合是一种行之有效的锻热淬火法。采用锻热淬火后，可用低价的碳钢代替高价的合金钢，所以，它既能降低热处理成本，减少材料费用，又能确保得到强韧的锻件。

3.6　控制轧制

控制轧制，或称轧热淬火，是与锻热淬火相似的方法，作为将钢材的轧制与热处理相结合的一种高温形变热处理工艺，它在组织性能及强韧化机理方面，与锻热淬火一样，均服从一般高温形变淬火的规律。各种板材、带材、棒材和管材都可以此途径处理。

板材控制轧制强化效果最明显。表 3.4-21 所列为试验用钢 10XHCД（俄罗斯钢号，相当于 10CrNiSiCu）和 CT3（俄罗斯钢号，相当于 Q235）的化学成分。这两种钢板轧后淬火的冷却制度列于表 3.4-22。其力学性能要求列于表 3.4-23，经各种规范热处理后的力学性能列于表 3.4-24 和表 3.4-25。

表 3.4-21　试验钢种 10XHCД 和 CT3 的化学成分（质量分数）　　%

钢　号	成分序号	C	Mn	Si	S	P	Cr	Ni	Cu
10XHCД	1	0.10	0.59	0.97	0.015	0.024	0.73	0.52	0.57
	2	0.12	0.79	0.98	0.020	0.029	0.81	0.52	0.44
	3	0.08	0.63	0.85	0.028	0.010	0.62	0.55	0.48
	4	0.11	0.72	0.94	0.011	0.015	0.64	0.59	0.53
CT3	1	0.18	0.57	0.26	0.031	0.035	0.10	0.08	0.06
	2	0.19	0.57	0.26	0.030	0.008	0.06	0.06	0.08
	3	0.19	0.48	0.20	0.036	0.008	0.08	0.08	0.05
	4	0.17	0.50	0.23	0.040	0.006	0.08	0.09	0.08

表 3.4-22　CT3 和 10XHCД 钢板轧后淬火的冷却制度

板厚 /mm	终轧温度 /℃	淬火温度 /℃	耗水量/$m^3 \cdot h^{-1}$		钢板移动速度 /$m \cdot s^{-1}$
			上喷水管	下喷水管	
8	890～950	800～860	715～780	1 400～1 665	0.75
10～12	980～1 010	920～960	715～865	1 350～1 650	0.50
16～20	960～1 060	940～1 000	715～920	1 300～1 900	0.25
25～40	1 010～1 100	950～1 050	950～1 200	2 000～2 700	0.25

表 3.4-23　CT3 和 10XHCД 钢板标准力学性能

钢　板	σ_b/MPa	σ_s/MPa	δ/%	a_K（－40℃）/$J \cdot cm^{-2}$
CT3 ГОСТ380—1960	440～470	240	25	50
10XHCД ГОСТ5038—1965	540	400	—	50

表 3.4-24　10XHCД 钢板经各种热处理后的力学性能

成分序号	板厚 /mm	钢板处理状态	σ_b /MPa	σ_s /MPa	δ /%	ψ /%	a_K（时效前）/$J\cdot cm^{-2}$	a_K（时效后）/$J\cdot cm^{-2}$
1	10	淬火机上快冷	820 ~ 990	720 ~ 840	12 ~ 19	—	30 ~ 35	35 ~ 40
	10	热轧	540 ~ 560	400 ~ 420	15 ~ 25	22 ~ 23	24 ~ 35	26 ~ 38
	20	淬火机上快冷	890 ~ 1 010	750 ~ 840	7.5 ~ 14	41 ~ 58	35 ~ 60	41 ~ 63
	20	补充回火	690 ~ 730	550 ~ 640	19 ~ 22	—	50 ~ 40	55 ~ 104
	20	热轧	570 ~ 580	410 ~ 450	24 ~ 30	58 ~ 64	15 ~ 20	21 ~ 26
	20	淬火压床上快冷	720 ~ 820	680 ~ 750	16 ~ 20	54 ~ 61	25 ~ 35	30 ~ 41
2	12	淬火机上快冷	760 ~ 890	630 ~ 750	15 ~ 12	—	45 ~ 52	49 ~ 56
	12	热轧	560 ~ 580	400 ~ 420	26 ~ 30	—	20 ~ 32	23 ~ 36
	20	淬火机上快冷	880 ~ 970	720 ~ 850	8.8 ~ 14.5	45 ~ 54	—	—
	20	淬火压床上冷却	700 ~ 790	650 ~ 680	12 ~ 21	—	45 ~ 90	48 ~ 95
3	25	淬火机上快冷	690 ~ 790	570 ~ 670	9 ~ 18	30 ~ 42	45 ~ 50	51 ~ 56
	25	补充回火	570 ~ 610	430 ~ 490	19 ~ 25	—	55 ~ 100	60 ~ 101
	25	热轧	470 ~ 490	300 ~ 350	25 ~ 26	50 ~ 52	20 ~ 25	24 ~ 28
4	20	淬火机上快冷	820 ~ 1 080	700 ~ 860	12 ~ 20	30 ~ 55	31 ~ 45	34 ~ 49
	20	热轧	480 ~ 490	320 ~ 340	26 ~ 29	55 ~ 57	23 ~ 31	28 ~ 56
	20	淬火压床上冷却	720 ~ 820	590 ~ 720	8 ~ 9	38 ~ 58	28 ~ 40	34 ~ 61

表 3.4-25　CT3 钢板经各种处理后的力学性能

成分序号	板厚 /mm	钢板处理状态	σ_b /MPa	σ_s /MPa	δ /%	ψ /%	a_K（时效前）/$J\cdot cm^{-2}$	a_K（时效后）/$J\cdot cm^{-2}$
1	10	淬火机上快冷	590 ~ 700	400 ~ 560	8 ~ 20	34 ~ 38	53 ~ 82	57 ~ 68
	20	淬火机上快冷	630 ~ 670	470 ~ 570	14 ~ 19	38 ~ 57	31 ~ 42	35 ~ 46
	20	淬火机上快冷，补充回火	530 ~ 580	380 ~ 450	21 ~ 31	—	35 ~ 58	40 ~ 63
	20	热轧	470 ~ 480	310 ~ 330	26 ~ 28	50 ~ 57	30 ~ 38	35 ~ 45
2	12	淬火机上快冷	540 ~ 640	360 ~ 450	12 ~ 24	—	60 ~ 96	63 ~ 102
	12	热轧	450 ~ 490	300 ~ 350	30 ~ 31	53 ~ 55	13 ~ 43	38 ~ 45
	20	淬火机上快冷	570 ~ 590	390 ~ 480	12 ~ 24	—	30 ~ 80	33 ~ 82
	20	淬火压床上快冷，补充回火	500 ~ 590	340 ~ 410	20 ~ 27	51 ~ 58	40 ~ 88	42 ~ 91
	20	热轧	490 ~ 510	270 ~ 310	25 ~ 31	—	28 ~ 31	31 ~ 85
3	20	回火压床上冷却	520 ~ 550	380 ~ 400	20 ~ 28	46 ~ 61	30 ~ 60	35 ~ 64
	20	淬火机上快冷	650 ~ 700	500 ~ 550	12 ~ 19	44 ~ 47	20 ~ 49	23 ~ 52
	20	淬火机上快冷，补充回火	480 ~ 570	360 ~ 440	19 ~ 29	50 ~ 56	35 ~ 53	39 ~ 58
	20	热轧	480 ~ 490	320 ~ 340	26 ~ 29	55 ~ 57	21 ~ 25	24 ~ 28
4	16	淬火机上快冷	580 ~ 720	430 ~ 570	13 ~ 19	42 ~ 57	27 ~ 65	31 ~ 70
	16	淬火机上快冷，补充回火	520 ~ 550	420 ~ 470	21 ~ 26	—	40 ~ 60	45 ~ 46
	16	热轧	460 ~ 470	300 ~ 340	26 ~ 30	52 ~ 55	21 ~ 25	24 ~ 30

3.7　非调质钢

1970 年开发出了微合金化的非调制钢，即在中碳钢基础上添加微量钒、钛、铌等元素的钢。钢材在锻轧后施行控制冷却。用这种钢材加工出的工件可免除毛坯的调制处理，其力学性能不低于甚至高于调制处理的中碳钢和中碳低合金钢。目前这类钢已广泛用于曲轴、连杆、半轴、齿轮轴等汽车、拖拉机零件。几种用于柴油机连杆的非调质钢的锻造工艺和控冷方式列于表 3.4-26。表 3.4-27 所列为这些钢冷锻后的力学性能和金相组织。用其制造连杆的疲劳抗力列于表 3.4-28。连杆整体抗拉试验数据列于表 3.4-29。

表 3.4-26　几种非调质钢和调质钢的锻造工艺和控冷方式

钢　号	加热温度/℃	始锻温度/℃	终锻温度/℃	控冷方式
S53C	1 200 ± 10	1 100 ± 10	950 ± 20	锻后调质
35MnVS	1 210 ± 10	1 120 ± 10	960 ± 20	先空冷后堆冷
40MnVS	1 200 ± 10	1100 ± 10	950 ± 20	
35MVNbS	1 210 ± 10	1 120 ± 10	960 ± 20	

表 3.4-27 几种非调质钢和调质钢锻冷后的力学性能比较

钢号	σ_b /MPa	σ_s /MPa	屈强比	δ /%	ψ /%	a_{KV} /J·cm^{-2}	硬度 HBS	金相组织	晶粒度
S53C	875 ~ 885	660 ~ 670	0.75	17 ~ 19	55 ~ 57	60 ~ 63	231 ~ 248	S + F	6 ~ 8
35MnVS	875 ~ 890	610 ~ 630	0.70	17 ~ 20	46 ~ 50	45 ~ 50	249 ~ 260	P + F	5 ~ 7
40MnVS	875 ~ 932	610 ~ 634	0.68	15 ~ 18	46 ~ 50	50 ~ 72.5	260 ~ 277	P + F	5 ~ 7
35MnVNbS	970 ~ 1 123	684 ~ 765	0.69	12 ~ 16	32 ~ 46	47.5 ~ 65	265 ~ 288	P + F	5 ~ 7

表 3.4-28 非调质钢疲劳抗力的安全系数

钢号	处理工艺	疲劳抗力 /kN	安全系数 n	强度比 /%
S53C	调质	57.7	1.7	100
35MnVS	锻后空冷	85.0	2.5	147
40MnVS	锻后空冷	77.5	2.3	134
35MnVNbS	锻后空冷	89.1	2.6	154

表 3.4-29 非调质钢连杆抗拉实验结果

钢号	断裂负荷平均值/kN	最小截面积 /mm^2	整体抗拉强度 /MPa	强度比 /%
S53C	221	257	976	100
35MnVS	230	257	1 021	104
40MnVS	242	257	1 102	112
35MnVNbS	286	257	1 167	120

4 马氏体相变过程中的形变

马氏体相变过程中的形变包括两种情况：

1）在奥氏体钢上进行室温（或低温）形变以诱发部分马氏体相变，从而获得具有奥氏体及马氏体双相组织的、处于冷作硬化状态的高强度钢。

2）利用变塑现象（相变诱发塑性），使变塑钢（TRIP钢）在使用中不断发生马氏体相变，从而得到高强度与超塑性（有时可达 500% ~ 1 000%）的组合。

4.1 形变诱发马氏体相变

4.1.1 形变对奥氏体钢中马氏体相变的影响

我们知道，钢在淬火时所发生的马氏体相变起始于 M_s 点。随着温度的下降，马氏体转变量不断增加。但钢中的马氏体相变不能进行到底，因而在淬火钢中总是存在一部分残留奥氏体。如果对这种钢在一定条件下进行塑性形变，将会促使残留奥氏体向马氏体转变。塑性形变的温度愈低，马氏体转变量愈大。

对在室温下稳定的奥氏体钢进行形变，同样可以诱使马氏体相变发生。结果是形变量愈大时，马氏体转变量愈多；形变温度愈高时，马氏体转变量则愈少。当形变温度高过某一临界温度时，即使形变量再大，也不能诱发马氏体相变。这个临界温度通常称为 M_d 点。由塑性形变而诱发生成的马氏体称为形变马氏体，而 M_d 点称为形变马氏体开始生成点。显然，M_d 点高于同钢种的 M_s 点。

就是说当在外力作用下，在高于 M_s 点的温度也能发生马氏体相变。这里需要分析马氏体相变的驱动力。

图 3.4-79 示出了马氏体和奥氏体的自由能-温度关系。当温度为 T_0 时，两相的自由能相等。温度高于 T_0 的区域是奥氏体热力学稳定区，在这个区域内不能发生马氏体到奥氏体转变。温度低于 T_0 的区域是马氏体热力学稳定区，在这个区域内有可能发生奥氏体到马氏体转变。但由于马氏体的转变是一种无扩散的切变型相变，在相变过程中点阵变形比较严重，为了克服由于点阵切变和维持新相与母相的共格联系而造成的各种阻力，在马氏体相变前必须积蓄起足够的能量。因此，在 T_0 温度下不会发生马氏体相变，而必须过冷到某一个温度，以积蓄起足够的自由能（ΔF_{A-M}）使马氏体相变得以发生。这个温度称为 M_s 点，ΔF_{A-M} 称为马氏体相变的化学驱动力。

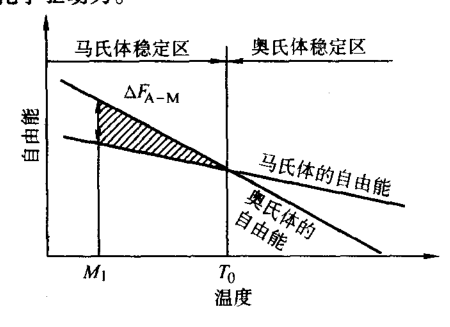


图 3.4-79 马氏体相变驱动力说明图

关于马氏体相变可能因塑性形变而发生在 M_s 点以上的原因，曾有过种种设想。其中之一就是能否用机械驱动力部分地或全部地代替化学驱动力的设想，其示意图见图 3.4-80。图中划斜线的部分表示马氏体相变的化学驱动力随温度的变化情况。当温度为 M_s 时，化学驱动力（即两相自由能的差值）等于 ΔF_{A-M}。图上的 ab 线表示在化学驱动力上面叠加上去的那部分机械驱动力。假设在某一温度 T_1 下，化学驱动力为 mn，机械驱动力为 Pm，则 $Pm + mn$ 刚好等于 ΔF_{A-M}，而 T_1 又处于马氏体热力学稳定温度区间之内，因此就会发生马氏体转变。从机械驱动力可能全部代替化学驱动力的角度出发，M_d 的上限温度应该是 T_0，但这时必须有一种合适的形变方式能够提供足够的机械驱动力。

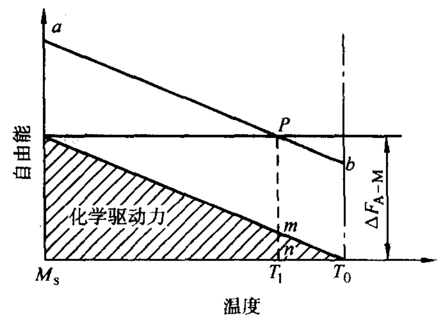


图 3.4-80 形变诱发马氏体相变说明图

4.1.2 钢中合金元素对形变诱发马氏体相变的影响

钢中合金元素对形变诱发马氏体相变的影响有二：一是对奥氏体稳定性的影响；二是对奥氏体层错能的影响。

对奥氏体稳定性的影响，主要表现在 T_0 和 M_s 点温度的变化上。从钢的合金化原理可知，除 Co、Al 等几种元素外，其他合金元素（包括 C、Cr、Mn、Ni、N、Cu、Mo、W、

V等）都降低 T_0 和 M_s 点，从而提高奥氏体的稳定性。由于奥氏体钢在马氏体相变过程中的形变于室温下进行最为方便，所以我们非常乐于将钢的 M_s 点控制在室温附近或略低于室温。

许多人提出，18-8不锈钢的奥氏体稳定性可用Ni当量表示、Ni当量愈大时、奥氏体愈稳定，而在形变温度及形变量相同的情况下，诱发的马氏体量也愈少。Ni当量表示如下：

Ni当量（%）＝Ni%＋0.68×Cr%＋0.55×Mn%＋0.45×Si%＋27×（C%＋N%）＋1.0×Mo%＋0.20×Co%。

当Ni当量在25.5～26.0%以上时，钢的 M_d 点低于室温，因而室温形变不能诱发马氏体相变；在20.5%～25.5%之间时，室温形变就能够诱发马氏体相变。Ni当量愈低时，马氏体量则愈多。Ni当量为20.5%时，M_s 点等于室温；低于20.5%，M_s 点则高于室温。在后一种情况下室温形变后钢中存在着两种马氏体，即形变马氏体和普通冷却马氏体。Ni当量为17%时，M_s 点在室温附近。所以Ni当量小于17%时，室温下则全部为普通冷却马氏体组织。在这种情况下于室温进行形变，当然不会再有形变马氏体产生。

钢中合金元素对奥氏体层错能的影响主要表现在 M_d 和 M_s 温度间隔的改变上。在18-8奥氏体不锈钢中，Ni使层错能提高，Cr则使之降低。与其他钢种相比，18-8钢具有较低的层错能（≈13 erg/cm^2）（1 erg/s＝10^{-7} W）。定性地讲，Ni、C、Cu、Nb等是提高奥氏体层错能的合金元素；而Cr和Mn则是显著降低层错能的合金元素。

如所周知，18-8奥氏体不锈钢的 γ 相是不够稳定的，它在低温形变或深冷处理过程中能转变成马氏体。γ 相可转变成两种类型的马氏体 α' 体心立方的 α 相和密堆六方的 ε 相。如果奥氏体的层错能较低，在塑性形变过程中容易生成 ε 相，而 ε 相又可促进 α' 马氏体的形成。于是可得出结论：奥氏体的层错能愈低，愈易产生形变马氏体，即在较高的温度和较小的外力作用下，亦能诱发马氏体相变。其结果是，提高了 M_d 点的温度，扩大了 M_d-M_s 之间的温度范围。这一点对后面将要介绍的变塑钢的设计是十分有益的。

4.1.3 马氏体相变中的形变对钢的力学性能的影响

形变温度对奥氏体钢的强化效果影响很大。大量文献证明，形变温度愈低，钢的形变强化效果愈大。301不锈钢在－195℃形变（40%）后，σ_b 达2 100 MPa，而在20℃形变后仅1 250MPa。曾研究了形变温度和形变量对18-8不锈钢力学性能的影响。发现随着形变量的增加，强度急剧上升，而伸长率显著下降。降低形变温度时，上述倾向更加剧烈：－183℃形变40%以上使伸长率从56%下降到2%～3%，而强度达到1 800～2 000 MPa（屈服强度和抗拉强度的数值趋于一致）。就是在20℃进行形变，当形变量为60%时，伸长率也只有5%左右。当回火温度低于500℃时，随着回火温度的提高，强度有所上升。但当回火温度超过600℃时，强度下降，而塑性开始恢复。而且，形变温度愈低时，形变马氏体量愈多，强化效果也愈明显。强化效果与形变马氏体量之间大体呈直线关系。

在一系列铬镍奥氏体不锈钢上进行的化学成分对－75℃形变后强化效果影响的研究表明；M_s 点最高的301（18-8）钢强度上升最明显，M_s 点最低的310（Cr25Ni20）钢强度上升最少。在研究稳定性不同的铬锰奥氏体钢（30Cr2Mn10、30Cr16Mn10、47Cr10Mn8、60Mn7、20Cr10Mn10）300～500℃温轧后力学性能的改变时亦发现，在形变诱发马氏体相变倾向性较明显的钢（30Cr2Mn10、47Cr10Mn8、60Mn7）上得到了良好的力学性能组合，其他钢则较差。

M_s 点很低的310不锈钢，在－253℃形变时只能生成少量马氏体。其在－253℃下的形变强化主要是由奥氏体的加工硬化所造成的。研究表明，形变温度对伸长率影响不大，而随着形变量的增加，伸长率有所下降。低温形变后钢的缺口抗拉强度较高，缺口敏感性不大（直到抗拉强度为2 000 MPa时）。杯突试验表明，形变量愈大时，钢的冷冲压性能愈差。

可将马氏体相变过程中的形变强化归纳为三部分：①奥氏体的加工硬化；②形变奥氏体不断转变成马氏体而引起的相变强化；③马氏体的加工硬化。奥氏体的层错能愈低时，奥氏体的加工硬化程度愈高，形变诱发马氏体量也愈多，因而在马氏体相变过程中进行的形变强化效果愈高。含有多量Cr的不锈钢和高Mn钢强化效果易好，其原因也就在这里。形变温度低及形变量大时强化效果好，原因也在其中。

对碳含量低于0.1%的奥氏体不锈钢，常用低于室温的形变处理（例如零下轧制）。因为该钢种的碳含量低，采用前面所讲的低温形变淬火的方法不能得到满意的结果。对这种钢施行马氏体相变过程中的形变处理后，强度可达2 000 MPa的较高水平。但这种方法难以同时兼顾强度和塑性。

4.2 变塑现象和变塑钢

4.2.1 变塑现象及超塑性

在合金上也发现的伸长率异常高的现象被称为超塑性。

将成分为70%～85%Zn的Al－Zn合金加热至共析温度275℃以上的均匀固溶体区，然后急冷，在室温或低于275℃的温度下进行拉伸试验，结果发现当试验温度为250℃时，最大的伸长率可达650%。Al－Zn合金的这种超塑性现象与淬火后所得的亚稳定组织向平衡状态过渡有关。

由相变诱发塑性而得到的超塑性现象在纯铁、铁基合金及钢中已被发现。这时的超塑性与 $\gamma-\alpha$ 转变、奥氏体－珠光体转变或奥氏体－马氏体转变有关联。如共析碳钢（0.91%C全部为片间距离～650×10^{-8} cm的珠光体组织）于716℃下（为铁素体及渗碳体双相组织）以0.004 4/min的速度拉伸，给出133%的伸长率。如果将这种共析钢在 Ac_1 温度上下经21次反复加热冷却，可使伸长率增大到420%。

超塑性现象是一种类似高温蠕变的现象，即只有当试验温度较高（大于0.5Ts），形变速度较小时才能得出较大的伸长率，并且在拉伸试验中不产生缩颈。一般，两相共存的组织，具有非常良好的超塑性。

对Fe－28.7%Ni－0.26%C（M_s＝－35℃，M_d＝－5℃），Fe－30.8%Ni－0.005%C（M_s＝－57℃，M_d＝－15℃）和Fe－12.62%Ni－15.38%Cr－0.002%C（M_s＝－58℃，M_d＝124℃）三种合金的研究表明：①在 M_d 点以上，随着试验温度的变化，伸长率变化不大。在 M_d 以下，随着温度的下降，伸长率急剧增加，经最大值而后下降。伸长率的最大值发生在 M_d～M_s 之间，所对应的温度也就是直到破断前形变诱发马氏体相变一直在持续缓慢进行着的那个温度；②对层错能较高的Fe－Ni系合金，M_d～M_s 的温度范围较窄，伸长率峰较尖，而对层错能比较低的不锈钢系合金，如Fe－Cr－Ni合金，M_d～M_s 的温度范围比较宽，伸长率变化比较平坦，而且在这较宽的温度范围内，其数值都比较大。Fe－Cr－Ni合金的伸长率峰在室温左右。

合金在拉伸试验过程中伴有马氏体相变时会呈现出很高的塑性是与结构材料应力弛豫能力有关，即决定于应力集中区域局部塑性形变发生的可能性。如果这种塑性形变易于发生，那么它就将吸收大量的应变能，改善裂纹尖端的应力集中状态，减慢裂纹的扩展，从而使材料呈现出优异的塑性。这种应力弛豫的可能性，不仅可借助于一般的滑移形变或孪晶形变来实现，而且也可借助无扩散的马氏体相变来实现。

因此，可以把马氏体相变看作塑性形变的一种方式。

4.2.2 变塑钢（TRIP 钢）

由相变诱发塑性（变塑现象）而获得的超塑性有重要的实际意义。利用超塑性可以设计新的压力加工工艺方案来加工在一般条件下塑性不足的金属材料，或者制造形状复杂的锻造毛坯。利用相变诱发塑性的原理，可将现有成分的某些合金及钢材处理成一种特殊的组织状态（变塑状态）以改善金属材料的强度、塑性或其他力学性能。利用相变诱发塑性的现象可以设计高强度、高塑性的新合金系列及新钢种（变塑钢）。

形变诱发马氏体相变和马氏体相变诱发塑性的规律性被成功地利用来发展高强度高塑性变塑钢，并得到了广泛的应用。变塑钢的成分设计遵循了下述原则：

1）从形变诱发马氏体相变的角度出发，希望钢的奥氏体层错能尽量低，以便使这种相变易于进行；

2）从相变诱发塑性的角度出发，希望钢材在室温（使用温度）处于两相（大量的奥氏体和少量的马氏体）共存的状态，并希望 $M_d \sim M_s$ 温度范围尽量宽，M_d 点应高于室温，而 M_s 点低于室温。这样，当使用温度在室温上下波动时，也能保证钢件具有优异的塑性。

3）从形变强化效果方面考虑，希望钢中含有足够数量的碳以及 Mo、V、Ti 等合金元素。此外，为了提高钢的强度水平，还应加入适量的固溶强化奥氏体和马氏体的合金元素。

部分变塑钢的成分如表 3.4-30 所示。在 A 系钢中，C、Mo 起增强形变强化效果的作用；C、Cr、Ni、Mn 用以调整 M_d、M_s 点；C、Mo、Si 起奥氏体固溶强化作用；C、Mn 等起马氏体固溶强化作用。在 B、C 和 D 钢中，主要是用 Ni 来调整 M_d、M_s 点。对 A 系钢来说，因为含有 Cr 和 Mn，所以层能低，$M_d \sim M_s$ 温度范围较宽，可以在较宽的温度范围内获得良好的塑性，使用起来方便。此外，这种钢由于层错能低，奥氏体的加工硬化度也较高。但 B、C 和 D 钢的层错能较高，$M_d \sim M_s$ 温度范围很窄，如不很好控制 M_d、M_s 点，室温下将得不到良好的塑性，但如果精心调整，也可获得比 A 系钢还好的塑性。

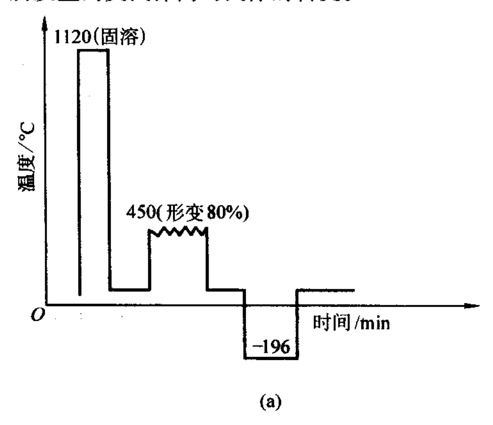
表 3.4-30 变塑钢的化学成分（质量分数） %

钢 号	C	Si	Mn	Cr	Ni	Mo
A－1	0.31	1.92	2.02	8.89	8.31	3.80
A－2	0.25	1.96	2.08	8.88	7.60	4.04
A－3	0.25	1.90	0.92	8.80	7.80	4.00
B	0.25	—	—	—	24.40	4.10
C	0.23	—	1.48	—	22.0	4.10
D	0.24	—	1.48	—	20.97	3.51

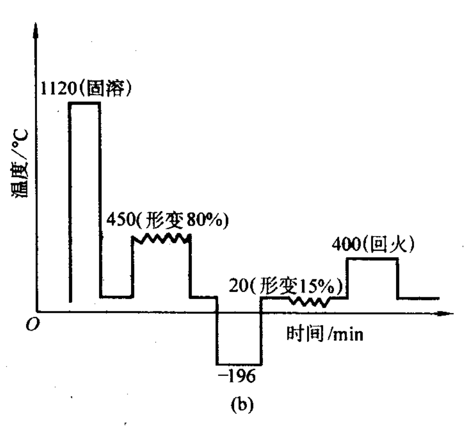
变塑钢的处理方法如图 3.4-81a、b 所示。变塑钢经过 1 200℃固溶化处理后冷至室温，全部成为奥氏体组织（M_s 在室温以下），然后于 400℃左右形变（温加工）并在零下温度深冷处理，使之发生马氏体相变。由于钢的 M_s 点较低，深冷处理后只能形成非常少量的马氏体。为了增加马氏体含量，将钢于室温下或室温附近形变。这样，不仅使奥氏体进一步加工硬化，而且还可产生更多的马氏体，从而达到调整强度及塑性的目的。

经过上述处理后，强度达 1 410～2 110 MPa，伸长率达 25%～80%。对变塑钢有时在室温形变后还进行 400℃的最终回火（如图 3.4-81b）。经过这种处理，钢中大部分是奥氏体同时也存在少量的马氏体。

变塑钢具有很高的韧性。对 9.0%Cr－8%Ni－4%Mo－2%Mn－2%Si－0.3%C 标准成分变塑钢的断裂韧度 K_{IC} 和 K_C 都很高。当屈服强度为 1 620 MPa 时、K_C 为 8 750 N·mm$^{-3/2}$ 左右，室温下的 K_{IC} 约为 3 250 N·mm$^{-3/2}$，在 －196℃时为 4 860 N·mm$^{-3/2}$。变塑钢如此高的断裂韧度应归功于在破断过程中所发生的奥氏体向马氏体的转变。



(a)



(b)

图 3.4-81 变塑钢的处理方法

5 马氏体相变后的形变

作为强化钢材及合金的有效措施，马氏体相变后的形变得到了相当广泛的重视。形变使钢材的缺陷（位错）密度增高，从而内能增大，造成促进各种物理化学过程发生及发展的驱动力。因此，如果将淬火（或低温回火）马氏体施加形变，则除一般 α－固溶体形变强化效果之外，还将不可避免地发生类似于过饱和固溶体分解的时效过程。

将马氏体相变及随后的形变时效相结合的强化工艺称作马氏体形变强化。还可细分为马氏体形变时效与回火马氏体形变时效两种。

为使钢材获得进一步的强化并使组织状态更趋向于稳定，以及去除形变应力，不论是马氏体，还是回火马氏体，在形变时效之后一般均进行最终的回火（时效）。马氏体相变后的形变，通常在室温进行，故工艺简单，可适用于各种钢材。

5.1 马氏体形变强化的特点

必须指出，马氏体（或低温回火马氏体）的形变强化，与奥氏体形变然后转变成马氏体的形变热处理强化方法（即高温或低温形变热处理）相比，有着极为明显的特点：

1）高温及低温形变热处理使钢的拉伸曲线向高应力方向移动，而基本上不改变曲线的形状，破断时达到的伸长率与一般热处理时相差不大。但马氏体的形变强化却使应力-应变曲线形状发生严重改变，曲线上常出现明显的上屈服点

(屈服齿) 并且破断时给出较小的伸长率。马氏体相变后进行形变强化时产生缩颈的滞后现象，即拉伸曲线上的应力越过最大值后先下降，而后又略有升高，然后产生缩颈，使应力不断减小，直到破断为止。

2) 在进行马氏体相变前的形变时，需要相当大的形变量方可使强度水平得到较大幅度的提高，但马氏体相变后的形变，常因伴随有时效过程的发生，而在极小的形变量下(0.5%～3%) 就能得到很高的强化效果及较大的脆化程度。

3) 马氏体形变强化的效果与含碳量关系极大，即随着碳含量的增加，强化效果迅速提高。而马氏休相变前的形变效果，当碳含量超过 0.1% 以上时，与碳含量之间的关系不大。

5.2　马氏体形变强化的原因

马氏体 (及低温回火马氏体) 的形变时效，服从一般过饱和固溶体形变时效的规律，即①在形变中已产生部分的时效过程，即动态应变时效；②在形变后的加热 (回火) 中时效过程更为加剧；③碳化物等析出相更均匀弥散地分布；④脆性增大。

马氏体在形变过程中所得到的高度强化效果，通常是以形变对时效过程的影响及析出相的弥散度及分布状态来衡量的。而形变对上述过程的影响，首先在于所引入的高密度的缺陷 (位错)。当以极小量的形变施加于马氏体时便可造成大量位错，从而缩短了溶质原子聚集的路程。都不否认形变时效是马氏体形变强化的主因，虽然关于这一时效过程究竟在形变中进行到何种程度存有不同观点。

5.3　淬火马氏体的形变时效

在一般情况下，随着形变量的增加，形变时效量 (以 $\Delta\sigma$ 来表示) 增大；时效时间增长，$\Delta\sigma$ 亦增大，于某一时效时间达到最高值，而后下降。时效温度愈高，达到最高值的时间愈短。形变时效过程的激活能大约为 22 × 4.186 8 KJ/mol，与碳原子在马氏体中的扩散激活能几乎相等。于是可以推知，马氏体的形变时效强化与碳原子的扩散有关，是碳原子在预先形变中所引入的位错线上聚集 (或沉淀) 的结果。

4340 钢马氏体的形变量在 1% 以下时，屈服强度不断上升；形变量为 1.44% 时，出现少许软化现象；大于 3% 以上的形变则使钢获得再度强化，并出现明显的上下屈服点。这种加工软化现象 (当形变量为 1.44% 时) 在 Fe－19.4% Ni－0.60% C 钢中亦被发现。形变温度愈低时，软化倾向愈明显。这种软化现象的机理还不清楚，可能与钢中存在部分孪晶马氏体有关。

淬火马氏体的形变能显著提高钢的弹性极限和屈服强度，但与此同时塑性和韧性也相应地下降，因而限制了这种工艺方法的广泛应用。尽管如此，马氏体形变方法在 PC 钢丝、钢棒和高强度螺栓的生产上已开始受到重视。

形变对 20 钢马氏体 (双相钢) 拉伸性能的影响示于图 3.4-82。形变较小时 (10%) 加工硬化能力特别显著，伸长率下降也较快，而后强化趋势减慢，伸长率基本不变。

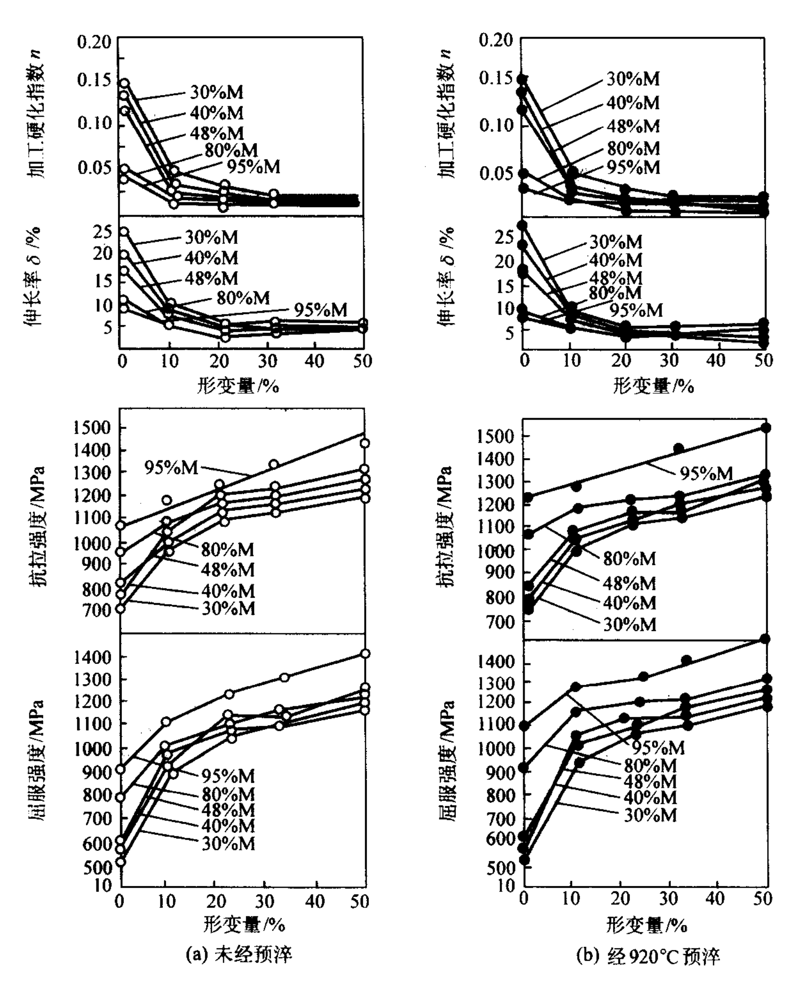


图 3.4-82　冷轧形变量对双相 20 钢拉伸性能的影响

5.4 回火马氏体的形变时效

回火马氏体的形变时效可以显著地提高钢材的强度，是获得高强度材料的重要手段。如果选择适当的工艺参数，还可以在提高强度的同时保持足够的塑性与韧性。回火马氏体的形变时效工艺如图 3.4-83 所示。

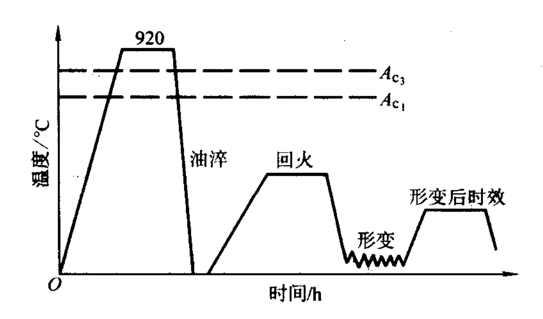


图 3.4-83　淬火回火状态室温形变处理示意图

5.4.1 形变量对回火马氏体形变强化效果的影响

将高强度钢 300 M，于 315℃进行回火马氏体形变时效，当形变量为 0.4% 时，屈服强度从 1 720 MPa 提高到 1 960 MPa。小于 0.4% 的形变对抗拉强度、伸长率和断面收缩率都影响不大；而当形变量超过 0.4% 以后，随着形变量的增大，屈服强度和抗拉强度不断提高，并趋于同一数值（$\sigma_s/\sigma_b \approx 1$），塑性则明显下降，呈现出相当大的脆性。当形变量为 0.6% 时，均匀延伸量下降到零。所以，回火马氏体形变时效以小形变量为佳，不宜超过 0.4%。工作还表明，马氏体形变时效处理能改善钢的疲劳性能。

5.4.2 预先回火及最终回火温度的影响

考察形变前后的回火温度对 4340 钢抗拉强度的影响。认为从提高强度的角度出发，预先回火温度以 104℃ 为最佳，温度升高，将降低强化效果。最终回火温度以 116℃ 为最好，这时可得到 2 850 MPa 的高强度。

应该指出，在马氏体（及回火马氏体）形变时效强化工艺中，最终回火规范（温度，时间）对强度、塑性指标有十分重要的影响。有人研究了 45Cr、45CrMo、45CrMnSi2Ni3Mo 及 45CrMnSi2MoV 四种钢在 200℃ 回火马氏体形变后最终回火规范对力学性能的影响。工艺规范为：淬火后进行 200℃，1 h 的预先回火，然后于室温下拉伸形变（1%～1.5%），最后进行 200～400℃，2 h 的最终回火。为了比较，还进行了一般淬火及回火试样的力学性能测定。

结果，在普通淬火及 200℃ 回火后，上述四种钢，虽然在化学成分上有较大的不同，但抗拉强度却相差不多（2 100～2 300 MPa），塑性也很接近。这是符合一般结构钢当碳含量相同时，低温回火后力学性能比较接近而与所含合金元素无关的规律的。但在 1%～1.5% 形变后进行相同规范的回火（200℃，2 h），却使屈服强度极限大为提高。抗拉强度的提高程度比屈服强度极限要小一些，例如，45Cr 钢的 $\sigma_{0.2}$ 由 1 670 提高到 2 200 MPa，σ_b 由 2 180 提高到 2 270 MPa；45CrMo 钢的 $\sigma_{0.2}$ 由 1 730 提成到 2 250 MPa，σ_b 由 2 190 提高到 2 290 MPa；45CrMnSi2MoV 钢的 $\sigma_{0.2}$ 由 1 850 提高到 2 460 MPa，σ_b 由 2 280 提高到 2 540 MPa。1%～1.5% 的拉伸形变使得这几种钢在 200℃ 最终回火后的断面收缩率降低不多（由 28%～35% 下降到 25%～30%），而使伸长率的减小比较显著（由 7%～9% 减小到 4%～5%）。

随着回火温度的提高，45Cr 及 45CrMo 钢的强度指标下降较快，经 400℃ 回火后形变强化的效果几乎全部消失。但是，成分复杂的 45CrMnSi2Ni3Mo 及 45CrMnSi2MoV 钢却表现出相当好的抗回火能力，形变强化的效果即使在 400℃ 回火后还能很好地保持。由这些结果可以推断，采用含有碳化物形成元素的成分较为复杂的钢，可以利用回火马氏体形变时效的有效强化作用，并且能够允许较高的最终回火温度（300～400℃）使塑性有所提高，以获得力学性能的良好组合。

形变时效对 30CrMnSi 钢的硬度、抗拉强度及伸长率的影响示于图 3.4-84 和图 3.4-85。

28CrNiSiMoWV 钢 920℃ 淬火、620℃ 回火、室温形变 30%、50%、70% 后经不同温度时效后的强度与塑性示于图 3.4-86。形变量为 50% 时，回火温度对形变时效后 σ_b 的影响示于图 3.4-87。

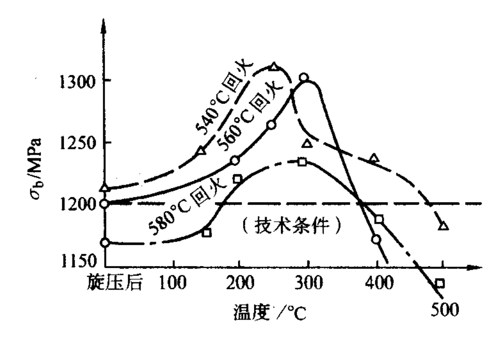


图 3.4-84　不同温度回火后 30CrMnSi 钢经形变（成形）及不同温度时效后的强度值

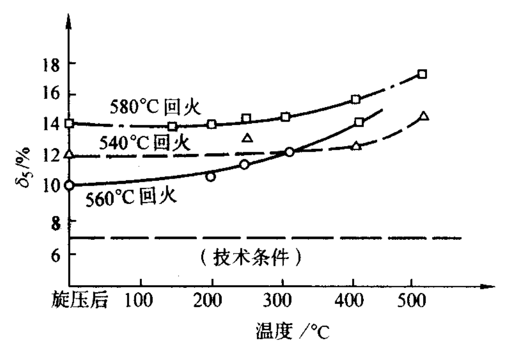


图 3.4-85　不同温度回火的 30CrMnSi 钢经形变（成形）及不同温度时效的伸长率

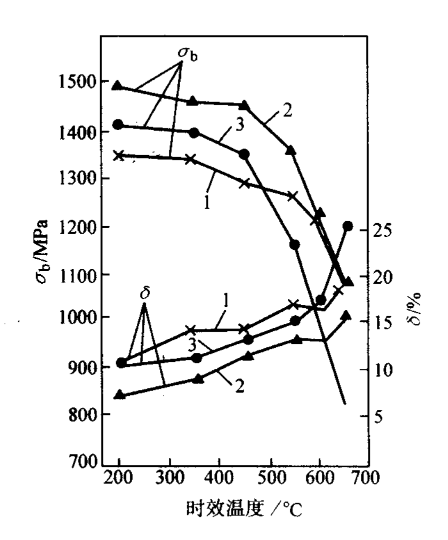


图 3.4-86　淬火，620℃回火，室温形变后的力学性能与时效温度的关系

1—形变量 30%；2—形变量 50%；3—形变量 70%

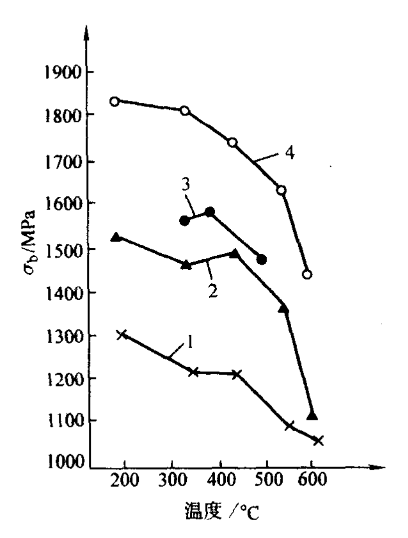


图3.4-87 淬火后不同温度回火，室温形变50%及时效后的力学性能

1—660℃回火；2—620℃回火；3—600℃回火；4—570℃回火

低温回火马氏体的形变时效以及最终回火中组织状态的变化，可大体归纳为：淬火马氏体低温预先回火后的组织，包含细小的 ε 碳化物及碳含量约为0.25%～0.35%的固溶体，使钢处于相当强化的状态，在随后的形变过程中，由于引近了新的位错，强度得到进一步提高。由于形变强化而获得的强度提高，主要是碳原子在位错线上聚集而将后者钉扎的结果。这时，碳原子不但可以由过饱和的 α 固溶体供给，还可由固溶的 ε 碳化物提供。不稳定的 ε 碳化物的固溶，需要一定的热激活，因而这种固溶过程在最终回火时仍可继续发生，使形变时引入的位错得到更高程度的钉扎，这也就是在较低温度下最终回火时屈服强度进一步增高，σ_s，σ_b 数值趋于相近的主要原因。增高最终回火温度，将促进碳化物相的沉淀及集聚长大、α 相的回复及嵌镶块尺寸增大等过程，其中有不少是导致去强化的。当钢中含有较多的强化 α 固溶体及形成碳化物的元素时，上述过程在大多数情况下因原子（C及Fe）扩散较为困难而变得缓慢起来，使得钢具有较大的抗回火能力。一般说来，在普通淬火回火时抗回火能力较高的钢材，在马氏体形变时效后的抗回火能力也较高。

5.4.3 形变温度的影响

形变时效处理显著地改变应力-应变曲线形状，在曲线上出现上下屈服点，而上屈服点就是强度的最高值。出现这种形状的应力-应变曲线是不理想的，它说明试样在破断前没有明显的塑性变形，而一旦发生变形，试样几乎马上就要开始破断。所以，尽管这种方法能获得很高的强度，工程上却很难采用。

曾在H11钢上进行了中温形变时效的研究，试验所用的预备回火和最终回火温度皆为482℃，形变温度有21℃、149℃、232℃、315℃、400℃及482℃，形变量为2%，形变速度为 $1.35\times10^{-5}s^{-1}$。发现，中温形变时效提高屈服强度近560 MPa（34%），提高抗拉强度近100 MPa（4.5%）。当形变温度为149℃左右和400～482℃时，能获得良好的力学性能组合。形变温度为室温时，应力-应变曲线形状与4340钢室温形变时效的一样。当形变温度为149℃左右或400℃时，获得了最理想的曲线形状，这时材料处于塑性和韧性都很高的可靠状态。当形变温度为315℃时，钢处于脆性状态。综上所述，最佳工艺条件的中温形变时效基本上能克服室温形变时效的弱点——强度高而塑性低，为用形变时效方法生产高强度、高塑性材料开辟了新的途径。马氏体形变时效方法已开始在钢材生产中应用。用这种方法生产4340、4140钢圆棒，六角钢棒和钢板，抗拉强度可达2 800 MPa（普通淬火为2 100 MPa）。把这个方法用于高速钢，也获得了良好的效果。

5.5 大形变量的马氏体形变时效

许多人主张，在回火马氏体形变时效处理时应采用极小量的形变。而当形变量较大时，效果显著恶化。然而有人介绍，用较大的形变量（例如15%～20%）才能获得良好的强韧化效果。而且认为，形变量大时所出现的不良效果是因为形变不均匀所造成的。在有的文献中研究了0～20%的形变量对回火马氏体形变时效过程的影响。表明马氏体的形变时效能显著地提高钢的强度，而不致增大其裂纹敏感性。较大的形变量（15%～20%）不但无害，反而更有利于降低KBK钢（俄罗斯钢号）的表面缺陷敏感性。特别是当表面裂纹长度达6 mm时，$\sigma_b/\sigma_{0.2}$ 的数值仍然在1左右。提高了强度而又不增加脆性，这是很难得的。

而且，当形变量为15%～20%时，这种钢具有很高的强度和足够的塑性与韧性（ψ = 25%左右，a_K = 1.6 kg·m/cm^2）。除此以外，大形变量时的回火马氏体形变时效还能减小KBK钢延迟破断倾向性，并提高其抗应力腐蚀能力。

为了进一步揭示在大形变量条件下马氏体形变时效的强化过程，有的作者研究了碳含量对200℃最终回火前后屈服强度的影响。试验用钢的合金成分相当于Cr2NiMnSiMo，碳含量为0.26%、0.37%及0.42%。比较形变后未最终回火时的屈服强度数据，发现随着碳含量的增加，马氏体形变强化的效果变得更为显著。但是，最终回火所产生的附加强化作用，却随着碳含量的增大而减小。电阻率的测定表明，当形变量为5%时，ρ 值基本不变，而当形变量为16%时，ρ 值减小，碳含量愈低，电阻率减小得愈多。看来，当钢中碳含量较大时，在马氏体形变中有大量的碳原子聚集在位错线上而造成较大的形变强化效果。而在随后的最终回火中，比较难于发生碳化物的沉淀过程，所以给出了较小的附加强化。当碳含量较高时，马氏体形变中产生较多的孪晶，可能对上述过程也起一定的作用。

6 形变与扩散型相变相结合的形变热处理

将形变与扩散型（珠光体、贝氏体）相变相结合大大拓宽了形变热处理理论研究及实际应用的领域。

6.1 应力与形变对过冷奥氏体分解过程的影响

在形变热处理工艺的研究中，不仅要考虑温度与时间，也有必要弄清应力与形变对奥氏体分解过程的影响规律。

6.1.1 应力的影响

大部分作者认为，应力使珠光体及贝氏体转变加速。在接近共析成分的碳钢AISI1085（0.89% C）上证明，施加91 MPa的拉伸应力使690℃下的珠光体转变的起始及终止时间均有所提前。在含硼的亚共析AISI10B45（0.45% C，0.03% B）上亦发现，91 MPa的应力使奥氏体在680℃下的铁素体及珠光体转变均加速。应力使珠光体转变加速的现象，可以利用来改进某些过冷奥氏体稳定性较大的钢锻件（例如高速钢）的退火工艺。

有的工作表明，应力对奥氏体等温分解动力学的影响，在贝氏体区域的下部尤其强烈。研究了40CrNi5Si（0.37% C，1.81% Cr，4.47% Ni，1.25% Si）及80Cr4（0.81% C，3.86% Cr）钢在贝氏体区域的转变动力学曲线与应力的关系。得出随着拉伸应力的增大，40CrNi5Si钢在300℃下的转变不断加速。即使施加的应力小于在同一温度下的屈服点（525℃下 σ_s = 15～20 MPa，300℃下 σ_s = 25～30 MPa）时，等温转变仍然有显著加速的情况。而当应力超过屈服点时，转

变加速得更为强烈。80Cr4 钢在贝氏体区域的转变动力学研究表明，应力使转变加速最强烈的是在贝氏体温度范围内，同时，转变开始阶段的加速现象不如结束阶段来得大。

有的工作表明，含 1.2% 及 3.8% Mn 的钢（其 M_s 在 20℃附近）于 1 050℃在真空中加热 20 min 后淬水，得到全部奥氏体组织。取淬火的试样在 250～350℃间加热，将发生奥氏体的等温转变，并且伴随以体积的增大。350℃下等温转变时，体积增大 0.3%，而在 250℃下转变时，体积增大 1%。这种伴随以体积显著增大的中温转变，在施加压应力时，必然会发生转变减慢的现象。果然，在高压箱中将压力（实际上是各向压缩应力）由 10 MPa 增大到 10 000～40 000 MPa 时，发现随着压力的增大，表示转变量的电阻率（ρ）及磁饱和率（$4\pi I_s$）的变化速度不断减慢。

高压使铁碳相图发生巨大变化。随着压力的不断增高，共析点（S）的温度不断下降，碳含量不断减小。这种压力对 $\gamma\to\alpha$ 转变的巨大抑制作用必然要反映到过冷奥氏体等温转变图上来。研究表明，高压可使先共析铁素体消失、等温转变图向右下方移动以及 M_s 点显著降低。随着压力的增加，各种钢的 M_s 点几乎呈直线地不断下降。在高压下形成的马氏体，由于含有大量的孪晶，硬度比常压下形成的要高。

6.1.2　形变对珠光体转变动力学的影响

在形变对奥氏体→珠光体转变动力学的影响方面，已有的研究结果比较统一，即无论是稳定奥氏体的形变（高温形变），或者是亚稳奥氏体的形变（低温形变）均使珠光体转变加速，从而使钢的淬透性变坏。

曾将 50 碳钢于 950℃奥氏体化后进行 50% 的高温轧制，然后淬水。结果发现，在金相组织中除马氏体外还有相当数量的珠光体存在；但在未形变而直接淬水时却得到全部马氏体组织。据有的文献报道，在 T10 碳钢上无论是高温或者低温奥氏体的形变，均使珠光体转变加速，而且当形变温度愈低，形变量愈大时，这种影响愈大。

与碳钢的情况相同，形变也使合金钢的珠光体转变加速。如有人将 35CrNi5Si 钢（0.35% C，1.13% Cr，5.1% Ni，1.04% Si）在 1 000℃下加热 10 min，然后冷却至 800℃并轧制形变 15%、30% 及 70%，之后测定了奥氏体等温转变等温转变图。结果表明，800℃下的形变使珠光体相变开始及终止的时间均为缩短，形变量愈大时，转变开始及结束的时间缩短得愈多。

总之，形变使珠光体转变加速的情况，在许多钢种上已被相继证实，而未发现相反的情况。然而，关于奥氏体的形变对珠光体转变加速作用的机理，还不够清楚。看来，形变使原子扩散速度增大是使珠光体转变加速的最根本的原因。形变使位错密度增高，并促进多边化亚组织的形成，造成附加的分解表面。从而提高珠光体转变时的生核率。此外，在高温或低温形变时均有碳化物弥散质点的析出，必然导致奥氏体中合金元素及碳含量的贫化，也是促进珠光体转变加速的一个重要原因。

6.1.3　形变对贝氏体转变动力学的影响

形变对贝氏体转变动力学的影响要比对珠光体转变的影响复杂得多。据现有的资料，尚难作出统一的结论。大体上，高温下稳定奥氏体的形变使贝氏体转变速度减慢，而孕育期则可能延长或缩短；在亚稳奥氏体区低于贝氏体形成上限温度的形变（一般在 450℃以下）使转变速度加快，而在亚稳奥氏体区高于贝氏体形成上限温度（一般在 700～450℃间）的形变则使转变速度减慢。

研究表明，35CrNi5Si 钢在 800℃下的形变量愈大时，300℃以下的贝氏体转变孕育期则愈长。在 350℃以上时，随着形变量的增大，贝氏体转变孕育期先是延长，然后缩短。与 35CrNi5Si 钢的情况一样，40CrNiMoA 钢也可用高温形变的方法通过抑制贝氏体转变来提高淬透性。在 0.14% C 钢上，虽然 1 000℃，50% 的形变使连续冷却时贝氏体转变开始温度上升，说明形变缩短了孕育期，但转变结束的温度曲线都向右下方移动，证明形变使贝氏体转变结束阶段变慢了。对许多钢贝氏体转变动力学的影响的研究都表明，稳定奥氏体的形变使这些钢的贝氏体转变过程均为减慢，完成一定转变量（5%、50%）所需的时间大都延长。而且，在形变量与贝氏体转变时间延长倍数之间的关系上，存在一最佳形变量。对应这个最佳形变量的转变时间延长倍数为最大值，而超过此形变量后，转变时间延长倍数又复减小。这种情况对于了解高温形变使贝氏体转变减慢的机构有很大帮助。如所熟知，贝氏体转变是以扩散型与共格型 $\gamma\to\alpha$ 转变的混合机构发展的，因此受两种因素所制约。一方面，由于形变使奥氏体缺陷密度增大，促进铁原子自扩散，使贝氏体转变加快；但另一方面，高温奥氏体形变所造成的多边化亚组织将奥氏体晶粒分割成很细小的共格区（嵌镶块），在相当程度上破坏晶粒取向的延续性，使得在贝氏体转变中的 α 相的共格成长受到阻碍，从而将转变过程减慢下来。大量试验结果所揭示的高温形变使贝氏体转变减慢的现象，说明了这后一种因素占有较大的比重。在最佳形变量下，贝氏体中所形成的多边化亚组织发展得最完善而且最稳定，因此也就导致贝氏体转变最大程度的减慢。在某些钢上发现的高温形变使接近贝氏体上限温度的区域内转变反而加速的现象，正好说明了前一种因素（扩散因素）占主导地位的情况。

有研究指出，贝氏体转变孕育期及转变速度与形变温度及形变量均有关系，但影响较大的还是形变温度。如从 35CrNi5Si 钢上所得的试验结果发现，在同一形变量（30%）下，1 000～600℃间的形变使 300～350℃的贝氏体转变减慢，而 300～350℃间的形变却使之加快；500℃下的形变使转变开始阶段略有加快（孕育期减小）而后又使之减慢下来。这种情况进一步证明了上述关于奥氏体形变对贝氏体转变动力学影响机构的解释。当形变温度较高（1 000～600℃）时，在形变当时或随后的等温保持中能够形成多边化亚组织，造成了不利于共格型转变的条件，从而使贝氏体转变减慢；当形变温度很低（300～350℃）时，形变造成的大量紊乱位错促进扩散过程的进行，从而使贝氏体转变加快。当然，这种解释还是初步设想，尚需大量的试验证实。

6.2　在扩散型相变前进行形变

按照形变强化状态的过冷奥氏体分解产物的不同，可以将扩散型相变前对奥氏体进行形变的处理区分为形变等温淬火（获得珠光体或贝氏体组织）及形变正火（在连续冷却过程中分解成单一的或混合组织）两类，其工艺流程示于图 3.4-88。现分别加以讨论。

6.2.1　获得珠光体组织的形变等温淬火

如所周知，珠光体组织的力学性能与片间距离有着极为密切的关系。随着珠光体片间距离的减小，钢在强度及塑性方面能够得到不断的改善。使形变奥氏体转变为珠光体时，可以获得片间距极细的组织，加之奥氏体中所发生的形变诱发碳化物弥散质点的沉淀现象，将使钢的强度得到相当大的提高。有文献在含 0.42% C 及 0.82% C 的碳钢上利用拔丝方法使亚稳奥氏体产生形变，然后经过铅槽进行珠光体等温淬火，成功地获得了优异的力学性能。在未经形变的情况下，540℃等温转变组织中有大块的先共析铁素体存在，而且珠光体片间距也较大。随着形变量的增大，先共析铁素体含量不断减少，珠光体组织也逐渐细化。当形变量为 20% 以上时，先共析铁素体已完全消失，而得到了极为微细并且均匀的索氏体组织。如果将形变等温淬火成珠光体组织的丝材再进行高温下的拔丝形变，则可以得到进一步的强化。

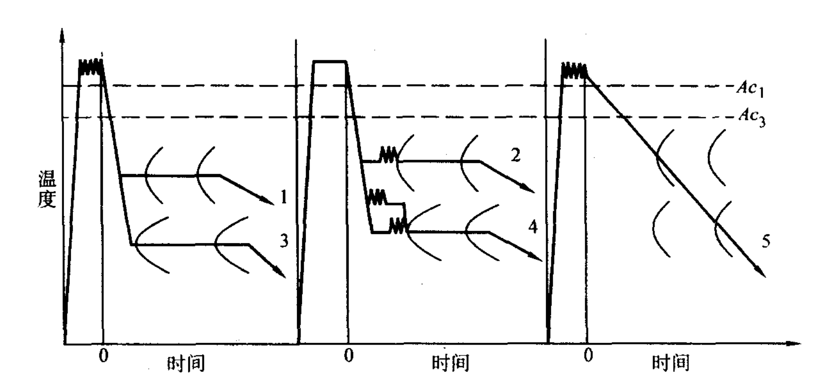


图 3.4-88 在扩散型相变前进行形变的各种形变热处理工艺方法示意图

1—高温形变奥氏体的珠光体化
2—低温形变奥氏体的珠光体化
3—高温形变奥氏体的贝氏体化
4—低温形变奥氏体的贝氏体化
（1～4：形变等温淬火）
5—形变正火

然而，有关获得珠光体组织的形变等温淬火的强化机制的研究实在太少。一般认为，形变等温淬火珠光体之所以具有比普通等温淬火珠光体较高的强度，主要是由于珠光体组织的细化以及先共析铁素体含量减少及分布的均匀化，而不像获得马氏体组织的形变淬火那样与缺陷（位错）密度及其结构有密切关系。这是因为，奥氏体在形变中所获得的高密度的位错，能对珠光体转变动力学产生巨大影响，然而由于转变的扩散性质，使得转变产物只能在极小程度上继承形变奥氏体的位错密度及结构。于是，形变等温淬火珠光体比一般等温淬火珠光体在组织结构上除了较为细小和较为均匀外，难有其他更为突出的特点。

6.2.2 获得贝氏体组织的形变等温淬火

获得贝氏体组织的形变等温淬火，是在扩散性相变前进行形变的工艺方法中研究得比较多的一种。有工作在 55CrMnSiTiB（0.54% C，1.1% Cr，1% Mn，0.55% Si，0.05% Ti，0.003% B）及 55CrMnSiNiMoV（0.51% C，0.85% Cr，0.9% Mn，0.45% Si，0.76% Ni，0.23% Mo）钢上研究了高温形变等温淬火成贝氏体组织的工艺方法。形变等温淬火规范为：950℃奥氏体化，800℃形变 25%，285℃等温转变。这样处理后，两种钢的强度水平相同，约为 1 850～1 900 MPa（49～51HRC）。为了进行比较，在这两种钢上还进行了普通淬火回火及一般等温淬火，规范为：55CrMnSiTiB —— 800℃加热淬火及 380℃回火，或在 330℃下等温淬火；55CrMnSiNiMoV —— 880℃加热淬火及 375℃回火，或在 330℃下等温淬火。结果，在相同的抗拉强度水平下，这两种钢经形变等温淬火后的屈服强度值与一般等温淬火者比较接近，而比普通淬火及回火者略低一些（约低 100 MPa 左右）。然而在脆断强度及塑性指标方面，形变等温淬火者却要优异得多。在这两种钢上，当抗拉强度相同时，高温形变等温淬火给出了突出的冲击韧度及疲劳强度值。例如，形变等温淬火能够使冲击韧度比普通淬火及回火后提高一倍。在 -60℃的低温下，等温淬火后的冲击韧度比淬火回火者要低，而形变等温淬火者却要比前二者高出许多。形变等温淬火后的疲劳强度更是比普通淬火成一般等温淬火者优异得多。由此可见，与普通淬火及等温淬火相比，获得贝氏体组织的高温形变等温淬火能够保证极为良好的力学性能组合。

在共析钢上采用获得贝氏体组织的高温形变等温淬火，亦可同时改善强度及塑性。例如，将共析钢在 950℃下轧制形变 25%后于 300℃等温淬火 40 min，可以使钢的抗拉强度比普通热处理者提高 300 MPa，而屈服点提高 440 MPa。将等温转变温度提高到 400℃时，强度指标与普通热处理者相同（σ_b = 1 300 MPa，σ_s = 940 MPa），而伸长率却由 8.7%（普通淬火，回火）提高到 16%，断面收缩率由 24.7%提高到 46%。

如果说，稳定奥氏体的形变等温淬火能使钢材在中等强度水平下保持较高的塑性，那么，亚稳奥氏体的形变等温淬火便可在高强度下保持较高塑性。在 H11 钢（0.39%C，1% Si，5.25%Cr，1.39%Mo，0.54%V）上系统地研究了获得贝氏体组织的低温形变淬火工艺。将钢在 1 010℃奥氏体化以后，于 480℃下进行 50%的轧制形变，然后在 232～343℃之间的不同温度下保持 4 h 以进行贝氏体转变，之后冷却到室温或液氮温度，最后在 290℃下进行 1 h 的回火。结果，在低于 290℃的温度下进行等温转变时，转变温度对力学性能无显著影响；而在高于 290℃的温度下进行等温转变时，虽然保温时间长达 4 h，然而贝氏体转变并未进行完毕，残留的奥氏体在冷却中转变为马氏体，从而出现部分的低温形变淬火效应，使得强度指标上升，塑性下降。因此，290℃以下的形变等温淬火，配合以减少残留奥氏体的液氮处理，可以得到最好的力学性能组合。经过这样处理的 H11 钢具有 σ_b = 2 450 MPa，σ_s = 1 750 MPa，δ = 11%，ψ = 27%的拉伸性能。而在无形变的情况下，290℃等温淬火及回火后的拉伸性能为：σ_b = 2 200 MPa，σ_s = 1 680 MPa，δ = 5.5%。这里可以清楚地看出，亚稳奥氏体的低温形变与贝氏体等温转变相配合，能在高强度水平下使钢具有较好的塑性。对 H11 钢来说，低温形变（480℃、50%）奥氏体于 290℃等温转变后可以得到最佳的力学性能组合。

由此可见，选择适于进行亚稳奥氏体形变的中碳中合金钢（这些钢种往往有较高的抗回火能力）来进行获得贝氏体组织的低温形变淬火，再配合以较高温度的回火，可以用来制造高强度高塑性的重要机器零件。

前面曾多次证明，在获得马氏体组织的形变淬火强化机构中，形变奥氏体高密度的位错及其特殊结构（多边化亚组织）通过 $\gamma \to \alpha'$ 转变而遗传给马氏体的现象，占有相当重要的地位，因而能够得到极高程度的强化效果。在这里，奥氏体形变使马氏体显微组织的细化在强化中的作用很不明显。但在获得珠光体组织的形变等温淬火过程中，形变奥氏体的加工硬化状态却因转变的扩散性质而大部分消失。在这种情况下，除了自形变奥氏体直接析出碳化物这一点与形变淬火时相同以外，强化机构主要表现为显微组织的细化、因此所得的强化效果要低得多。获得贝氏体组织的形变等温淬火则

正好处于形变淬火马氏体与形变等温淬火珠光体之间的情况。不少工作证实，形变等温淬火贝氏体，除了显微组织比一般等温淬火要细以外，α相衍射线条的宽度（代表位错密度）比一般等温淬火贝氏体要大。

低温形变及高温形变均可使上贝氏体及下贝氏体组织显著细化，特别是低温形变（550℃）的效果尤为显著。组织的细化可以用形变提高贝氏体转变的生核率及阻碍α相的共格长大来解释。低温形变使等温转变后的显微组织呈现出明显的方向性，而高温形变后这种方向性很不明显。对45CrMnSi钢贝氏体中α相精细结构影响的X射线研究结果表明，无论是高温（900℃）还是低温（550℃）下奥氏体的形变，均使贝氏体中α相的衍射线条变宽，嵌镶块尺寸变细，而位错密度增高。形变量愈大，精细结构的这种变化也愈大。当形变量相同时，低温形变使嵌镶块细化及位错密度增高比高温形变更为显著。这种情况与高温及低温形变淬火获得马氏体组织）时的规律完全一致。

关于碳化物析出、显微组织细化及位错密度增高这三个基本强化因素的作用，有如下结论：

1）形变奥氏体中碳化物相的析出　由于讨论的是在相变前进行形变的情况，因此，碳化物的析出是在相变前发生的，而与随后转变为何种组织无关。也就是说，碳化物析出这个强化因素所起的作用对形变淬火马氏体、贝氏体或珠光体的情况都是一样的（尽管在获得不同显微组织时所占的百分比可能不同）。

2）显微组织细化　在一般情况下，马氏体组织的粗细（包括马氏体片的长度与厚度）对强度无大影响。因此，奥氏体的形变虽然能使淬火马氏体的组织显著细化，但马氏体组织细化却无明显的强化作用。这时的强化作用主要是马氏体精细结构的改变。珠光体组织却不同，片间距离的改变能使强度指标发生显著的变化，因而奥氏体形变等温淬火后所得到的极细的珠光体，其强度要比一般等温淬火珠光体高一些。也就是说，显微组织的细化在形变等温淬火珠光体中是占首要地位的强化因素。贝氏体组织的情况居于马氏体及珠光体之间。随着等温转变温度的降低，贝氏体组织不断细化，强度也不断升高，但组织细化及强度升高的程度却不如珠光体组织那样显著。因此，显微组织的细化在形变等温淬火贝氏体中是占有一定比重的强化因素，但不如在珠光体中那样突出。

3）位错密度的增高　位错密度的增高是形变淬火马氏体强化中最突出的因素。在形变等温淬火珠光体中，由于转变的扩散性质，奥氏体在形变中所获得的高位错密度虽然能促进转变过程，但却难以遗传给珠光体而大部消失。因此，位错密度的增高不可能在形变等温淬火珠光体中起到什么强化作用。贝氏体组织的情况居于马氏体与珠光体之间。由于贝氏体转变的扩散性及共格性的双重性质，形变奥氏体的高位错密度能够部分地被贝氏体组织所继承。因此，在形变等温淬火贝氏体中，位错密度的增高是占有一定比重的强化因素，但不如在形变淬火马氏体中那样突出。

6.2.3 形变正火

将奥氏体进行高温形变然后连续冷却，依钢种、零件尺寸及冷却速度的不同，得到贝氏体、珠光体或铁素体与珠光体混合组织的处理工艺称作形变正火。形变正火工艺与普通热加工（轧制或锻造）十分接近。所不同的，是在形变正火工艺中，最终加工温度比较低，常在 Ac_3 附近甚至 Ac_1 以下，以避免再结晶过程的严重发展。显而易见，进行形变正火，目的不在于提高钢的强度，而是改善塑性及韧性。许多工作证明，采用这种处理工艺，能有效地提高钢的冲击韧性并降低脆性转变温度。

有的著作中研究了低碳的Si镇静钢（0.24%C，0.16%Si）、NDI钢（0.13%C，0.07%Si）及含Nb钢（0.2%C，0.025%Nb）的形变正火。最终50%的形变后采用空冷，得到铁素体与珠光体的混合组织。降低最终轧制温度，使晶粒度不断减小，可以得到屈服强度的不断提高与脆性转变温度的不断降低。在上述三种钢中，含Nb钢因有NbC质点强化而有最高的屈服强度；NDI钢因碳含量最低，珠光体组织所占份量最少，而有最低的脆性转变温度（1%的珠光体使脆性转变温度提高3.5℃）。通常，在半镇静钢里加添微量的Nb，可使强度提高，而脆性转变温度有上升的趋势，因此，可以通过形变正火来加以改善。

对共析碳钢进行的形变正火工艺研究证明，在860～950℃加热并形变后，65～85℃/s的冷却速度能够保证得到最细密的珠光体组织。形变量对上述冷却速度的高温形变正火后脆断强度的影响是，对应每一形变温度均有获得最大脆变强度的最佳形变量：780℃－25%，860℃－15%，950℃－6%～8%。

除了高强度及塑性以外，形变正火还可以改善共析碳钢的抗磨损性能及疲劳性能。共析碳钢形变正火比普通正火后的弯曲疲劳强度也要高出许多。

总的看来，形变正火比普通正火使钢的强度及塑性均有所提高，但提高的幅度要比形变淬火小得多。在形变淬火中形变奥氏体的再结晶过程基本上不能进行，但在普通正火中再结晶过程进行得相当充分，而形变正火则大体上处于前两种情况之间，再结晶过程只能部分地进行。形变正火，由于工艺简单，而且适用于截面较大、形状复杂的零件，其应用的前途将不亚于形变淬火或形变等温淬火工艺。

6.3 在扩散型相变中进行形变（等温形变淬火）

等温形变淬火是在奥氏体等温分解过程中施加形变，即将钢加热到 Ac_3 以上的温度进行奥氏体化，然后急冷到 Ac_1 以下的亚稳奥氏体区域，并使形变与等温转变过程于某一温度下同时进行的形变热处理工艺。为的是在提高强度的同时，获得较高的韧性。根据形变及转变温度的不同，可将等温形变淬火区分为获得珠光体组织的及获得贝氏体组织的两种（图3.4-89）。

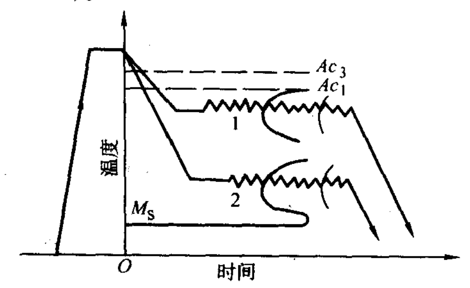


图3.4-89　等温形变淬火工艺示意图
1—获得珠光体组织；2—获得贝氏体组织

6.3.1 获得珠光体组织的等温形变淬火

这种方法对提高钢材强度作用不大，对提高冲击韧性及降低脆性转变温度却效果显著。例如，0.4%C钢于600℃进行等温形变淬火，可得到了864 MPa的屈服强度，20℃的下冲击吸收功高达230 J。En18钢（质量分数0.48%C，0.98%Cr，0.18%Ni，0.86%Mn，0.25%Si，0.021%S，0.023%P）获得珠光体组织的等温形变淬火工艺示于图3.4-90，经不同规范处理后的力学性能数据列于表3.4-31。为了确定En18钢等温形变淬火工艺的最佳规范，研究了形变温度（即等温转变温度）及形变量对力学性能的影响，得到En18钢等温形变淬火的最佳规范为950℃奥氏体化，600℃形变及等温转变，70%形变量，形变及等温转变时间20 min。

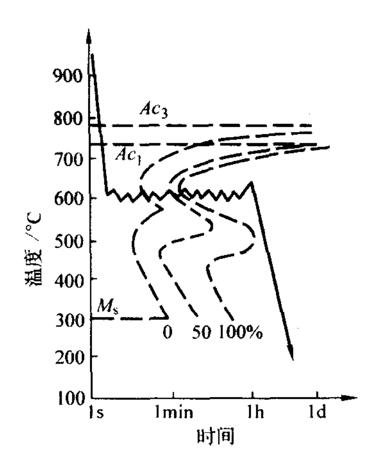


图 3.4-90　En18 钢等温形变淬火工艺示意图
（950℃加热 1 h，铅浴冷至 550～700℃轧制，形变量 70%）

表 3.4-31　En18 钢经不同规范等温形变淬火后的力学性能

序号	处理规范	硬度 HV30	$\sigma_{0.1}$ /MPa	σ_b /MPa	δ /%	ψ /%	室温夏氏冲击功 /ft·lbf	冲击功为 40 ft·lbf① 时的脆性转变温度 /℃
1	热轧空冷，未回火	333	622	1 093	14.6	32.0	5	—
2	热轧空冷，200℃回火1 h	348	628	1 297	7.9	36.8	6	—
3	热轧空冷，400℃回火1 h	342	998	1 218	9.5	44.6	5	—
4	热轧空冷，600℃回火1 h	282	716	923	13.5	56.5	13	—
5	热轧水冷，为回火	702	1 080	2 008	2.2	4.6	3	—
6	热轧水冷，400℃回火1 h	—	1 020	1 611	9.6	41.0	8	—
7	热轧水冷，600℃回火1 h	—	1 010	1 124	16.7	50.4	24	—
8	热轧水冷，700℃回火1 h	—	659	973	25	68	79	－40
9	650℃ 等温淬火	260	380	798	22.2	39.2	8	—
10	750℃ 形变 70%，650℃ 等温淬火	275	609	999	15.9	43.4	18	＋100
11	650℃ 等温淬火，700℃ 球化退火 100 h	180	314	754	25.4	57.8	15	＋100
12	600℃，70% 等温形变淬火，空冷	312	857	1 039	25.5	63.4	160	－40
13	600℃，70% 等温形变淬火，水冷	318	907	1 083	19.1	62.0	165	—

① 1 ft·lbf＝1.355 82 J。

En18 钢于上述最佳规范等温形变淬火后之所以具有相当良好的强度及十分优异的韧性，是和显微组织的特殊变化分不开的。En18 钢的等温形变淬火的强韧化过程已被概述为：在最初的 950℃奥氏体化中，所有碳化物质点均溶入奥氏体，同时位错密度极低。当急冷至等温转变温度时，如果允许的停留时间超过孕育期，将会发生通常的铁素体－珠光体转变。但此时，由于最初几道形变是在转变之前进行的，奥氏体能够获得相当数量的位错而后开始转变。这就为珠光体转变领先相的碳化物的沉淀提供了大量的诱发部位而使其弥散度大为提高。由于形变温度较高（＞550℃），形变奥氏体所含的位错具有足够的活动能力，因而能够在铁素体基底中形成多边化亚组织。在随后的加工过程中，已转变的铁素体-碳化物组织及未转变的剩余奥氏体同时接受形变，使得铁素体基底及奥氏体中的位错密度进一步提高。铁素体中位错密度的增高有利于亚组织进一步的发展，而奥氏体中位错密度的增高则对碳化物弥散质点的析出继续产生促进作用。这样，最后得到了亚组织充分发展的铁素体与高度弥散的碳化物质点相配合的显微组织，同时具有较高的强度及优异的韧性。在较低的温度（550℃）下进行等温形变淬火时，虽然由于位错度较大，能够保证高度弥散的碳化物质点的析出，但却由于位错的活动（攀移）能力不足而不易形成铁素体的多边化亚组织，所以在获得较高强度的情况下得不到满意的韧性。形变及等温转交温度过高（如 650～700℃）时，碳化物质点及亚晶粒尺寸均较粗大，也不能给出最佳的力学性能组合。当形变量较小（25%、50%）时，位错密度较低，不能提供足够的诱发沉淀部位使碳化物片层全部消失，也不能得到铁素体的亚晶粒组织，因而冲击吸收功很低而脆性转变温度却较高。

由此可以看出，获得珠光体组织的等温形变淬火工艺适用于低碳或中碳的低合金钢。在珠光体转变部分的最小孕育期如有 30 s 到 1 min 的时间，便足够以进行等温形变淬火。过长的珠光体转变结束时间对进行这种工艺是不利的，将会对形变过程造成极大困难。另外，当钢材选定之后，可以按照未形变时等温转变图上的转变终了时间设计形变规程。考虑到形变对珠光体转变的加速作用，可以保证在整个转变时间内均施行形变，使得能够得到全部球化的珠光体组织。

已经证实，珠光体转变前的奥氏体形变，只能促进转变的加速和铁素体-珠光体组织的细化，但不能改变珠光体片状组织的形态。珠光体的球化只能发生在形变与相变同时进行（等温形变淬火）或者相变结束后的形变及加热过程之中。

6.3.2　获得贝氏体组织的等温形变淬火

这种工艺的强化作用是比较显著的。同时能够保持理想的塑性。对 40CrSi 钢（0.41%C，0.57%Cr，1.22%Si）在贝氏体转变过程中形变的等温形变淬火工艺进行了研究，所得力学性能试验结果示于表 3.4-32。可以看出，在贝氏体转变

表 3.4-32　40CrSi 钢在不同等温形变淬火规范处理后的力学性能

处理规范				力学性能						金相组织（面积分数）		
形变温度 /℃	形变速度 /ε·s^{-1}	形变量 /%	奥氏体转变量 /%	硬度 HRC	σ_b /MPa	$\sigma_{0.2}$ /MPa	$\delta_总$ /%	$\delta_{均匀}$ /%	ψ /%	残留奥氏体 /%	马氏体 /%	贝氏体或珠光体 /%
350	10^{-2}	16	10	49	1 890	1 890	7.1	1	56	15	0	85
	10^{-2}	19	5	53	1 920	1 670	10.0	9.5	54	10	43	47
	10^{-2}	28	0	49	2 000	2 000	8.5	1	58	0	0	100
400	10^{-2}	17	4	42	1 460	1 460	16.5	11.5	62	14	10	76
	10^{-2}	17	2	42	1 420	1 420	18.5	13.5	64	16	9	75
	10^{-2}	30	0	45	1 750	1 700	12.0	8.5	57	0	0	100

续表 3.4-32

处理规范				力学性能						金相组织（面积分数）		
形变温度 /℃	形变速度 $/\varepsilon\cdot s^{-1}$	形变量 /%	奥氏体转变量 /%	硬度 HRC	σ_b /MPa	$\sigma_{0.2}$ /MPa	$\delta_{总}$ /%	$\delta_{均匀}$ /%	ψ /%	残留奥氏体 /%	马氏体 /%	贝氏体或珠光体 /%
450	10^{-3}	16	10	38	1 460	920	19.0	16.0	46	25	7	68
	10^{-3}	15	22	38	1 420	1 040	20.5	17.2	50	25	3	72
550	0	0	—	36	1 230	1 020	11.0	8.5	50	—	—	100
	10^{-2}	17	46	36	1 250	1 070	12.0	10.0	54	—	—	100
	10^{-2}	40	2	36	1 260	1 140	14.5	10.0	60	—	—	100
600	0	0	—	34	1 180	920	12.0	9.5	55	—	—	100
	10^{-1}	17	0	34	1 200	1 020	15.0	10.0	64	—	—	100
	10^{-3}	40	5	34	1 260	1 150	16.0	11.0	68	—	—	100
700	0	0	—	22	940	540	16.0	11.0	62	—	—	100
	10^{-2}	18	0	22	940	610	17.0	12.0	70	—	—	100
	10^{-2}	30	5	22	960	670	20.0	13.0	70	—	—	100

过程中的形变强化效果与形变量及形变温度（即转变温度）有很大关系。当形变量为 15%～18%时，随着形变温度的不同，在试样中可以得到不同百分比的组织成分（贝氏体、马氏体及残余奥氏体）。在转变开始阶段进行形变，尚不能使 α 相得到加工硬化。增大形变量，可使中温转变进行完全，从而得到均匀一致的贝氏体组织，达到最佳的强化效果。随着形变温度的升高，强度逐渐降低，而塑性则有升高的趋势。图 3.4-91 表示不同规范处理后的 40CrSi 钢拉伸曲线的形状。在 350℃下进行等温形变处理时，屈服强度较高，塑性差；在 400℃及 450℃下大于 20%形变量时方能得到有效的强化，同时塑性也有提高。

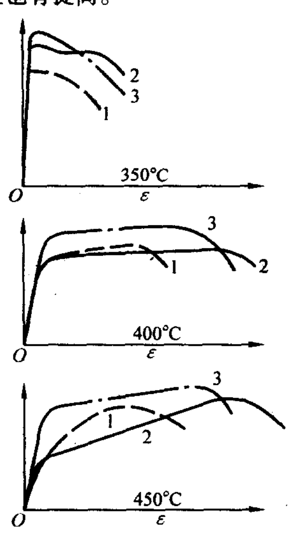


图 3.4-91　40CrSi 钢在不同温度贝氏体等温形变和不同形变量时的拉伸曲线

1—0 形变量；2—＜20%形变量；3—＞20%形变量

比较表 3.4-32 中所列的贝氏体等温形变淬火（350～450℃）及珠光体等温形变淬火（550～700℃）后的力学性能数据不难发现，在获得贝氏体组织的情况下，强度水平要高出许多，而塑性指标则与获得珠光体组织时比较接近，都保持在相当高的水平。其中，尤以（400℃、30%形变最为突出，能在强度为＝1 750 MPa，$\sigma_{0.2}$＝1 700 MPa 的条件下得到 δ＝12%，ψ＝57%的塑性指标。40CrSi 钢于获得贝氏体组织的等温形变淬火后，除了改善强度及塑性以外，还使冲击韧度得到提高（图 3.4-92）。

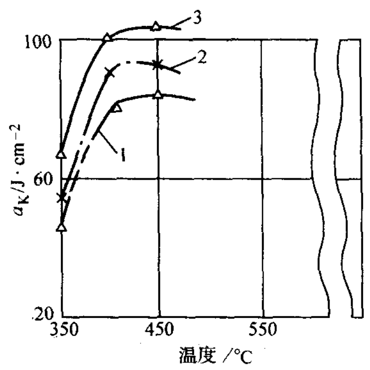


图 3.4-92　40CrSi 钢在不同温度贝氏体形变淬火后的冲击韧度

6.4　在扩散型相变后进行形变

6.4.1　珠光体组织的形变强化

这是一种制造高强度钢丝及钢缆丝的传统方法，是在钢丝奥氏体化"铅浴"（或盐浴等温）之后得到细片状珠光体组织或珠光体＋铁素体组织，再经大形变量（＞80%）的拉拔，获得 $\sigma_s \geq 2$ 100 MPa 高强度钢丝的形变工艺。也有人称之为珠光体温形变。在这种工艺方法中，渗碳体产生塑性形变，其取向与拔丝方向渐趋一致；铁素体的片间距离因受到压缩而变细，其取向也与拔丝方向平行。这样，便构成了一种类似复合材料的强化组织。图 3.4-93 所示为 0.93%钢丝的屈服点和形变量的关系。

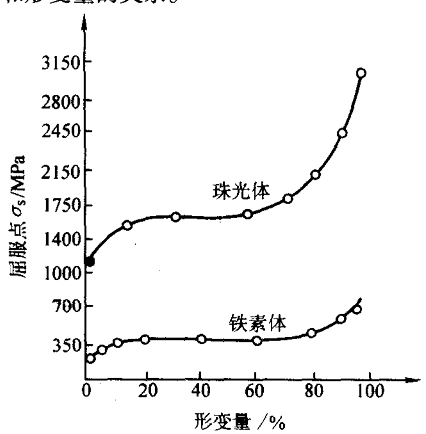


图 3.4-93　0.93%C 钢珠光体温形变的屈服强度与形变量（截面压缩率）的关系

近年来，低碳钢（铁素体-珠光体组织）的温加工逐渐受到重视。为了避免在室温下形变可能引起的脆性断裂，将钢在高于室温而低于再结晶温度以下的温度范围内进行形变。AISI1027 钢（0.26% C，1.26% Mn）在不同温度下拔丝形变（80%）后的力学性能示于图 3.4-94。可以看出在 316～427℃间形变时，可以得到最高的强度，而伸长率及断面收缩率稍低，但仍在可用的水平以上。这种情况是由于热激活的作用，在形变中 C、N 原子在 α 相中往位错线附近聚集而形成气团，致使强度急剧升高而塑性下降。在较低温度下形变时，接近于单纯的加工硬化性质，强度的提高不很显著（参看图 3.4-93 中铁素体的形变强化曲线）。当形变温度较高时（＞427℃），C、N 原子由于活动性极大而不易形成牢固的气团，组化效果显著下降。因此，出现最高强度值的

形变温度必然与形变速度有关。当形变速度较大时，对应最高强度的形变温度应向高温处推移。

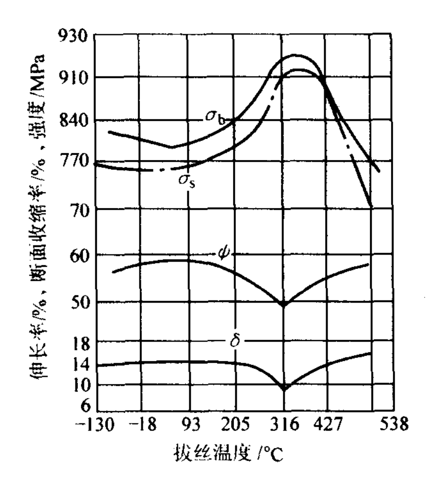


图 3.4-94　AISI1027 钢在不同温度下拔丝（形变量 80%）后的力学性能

珠光体的温加工近年来被广泛利用于进行碳化物的快速球化处理。曾详细研究了 SUJ－2 轴承钢（相当于我国 GCr15，1.0%C，1.5%Cr）的快速球化工艺。通常，为了改变轴承钢碳化物的形态并使之均匀分布，需要进行球化退火。包括 780℃下 6 h 的保温及随后极为缓慢的冷却（以 15℃/h 的速度冷至 650℃后炉冷至室温），整个球化退火过程需要 20 h 左右（图 3.4-95a）。这样处理的轴承钢，原始的片状碳化物虽已球化，但质点尺寸不细，且不均匀、夹有无规则分布的粗大颗粒。如将原始片状珠光体组织加热至 780℃保温 6 min 后，进行 80%的形变然后以 30～50℃/h 的速度冷至 650℃后出炉空冷，则可将工艺（炉内）时间缩短至 4 h 以下（图 3.4-95b 中曲线 1）。这种利用温加工的快速球化法已可将工艺时间缩短 5 倍。如果在 780℃下保温 6 min，形变 80%，之后转入 720℃的另一炉中保持 30 min，然后出炉空冷，则只需要不到 1 小时的工艺时间（图 3.4-95b 中曲线 2），比普通球化退火缩短 95%。利用上述两种快速球化法所得的碳化物质点细小而且分布极为均匀，而且可提高轴承钢淬火回火后的力学性能（图 3.4-96）。

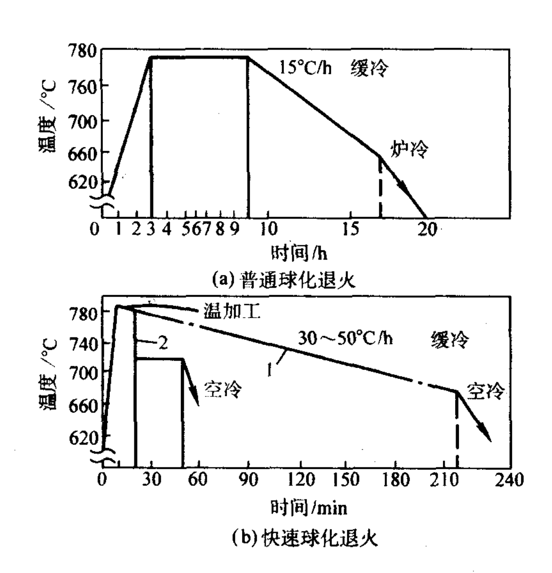


图 3.4-95　SUJ-2（相当于我国的 GCr15）钢的球化退火工艺
1—温加工后缓冷；2—温加工后降温保持

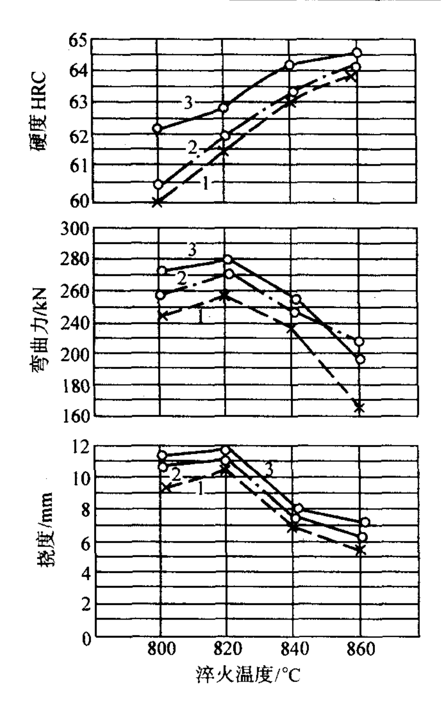


图 3.4-96　SUJ-2 钢经不同球化、800～860℃奥氏体化淬火，180℃回火后的力学性能
1—普通球化退火；2—温加工后缓冷快速球化；
3—温加工后降温保持快速球化

由以上的观察可以看到，在珠光体组织的温加工中，渗碳体片发生球化的部位大体有三种：①是在渗碳体片的尖端，特别当遇到铁素体亚晶界时优先发生；②是在渗碳体与铁素体亚晶界交割的地方，当渗碳体片较厚时，好像渗碳体早已在亚晶界上球化了；③是在渗碳体内的面缺陷与铁素体交割的地方，在那里可以看到渗碳体的收缩，而这些面缺陷往往就是位错壁。

6.4.2　贝氏体组织的形变强化

钢在贝氏体状态下的形变，与马氏体（或回火马氏体）的形变强化十分相近，能够给出相当好的强化效果。不同的是，贝氏体的形变强化较马氏体形变后可以得到更高的塑性。

研究了碳含量不同的铬镍钼钢 AISI4320（≈0.2%C）及 4340（≈0.4%C）贝氏体组织的屈服强度与形变量的关系，表明这两种钢形变强化的趋势相近，都是当形变量小于 20%时，屈服强度提高较快，以后则较慢。形变后如进行 205℃的回火，则由于发生时效作用，强度有进一步的增高。

有的工作中研究了共析成分的 80Si2CrA 钢贝氏体组织形变强化后的强度与塑性变化的规律。结果发现，强度随转变温度的升高而平滑地降低，但在断面收缩率及冲击吸收功曲线上都出现一个峰值。对应 300℃等温转变有最高的断面收缩率及冲击吸收功的配合，强度极限也较高，为 1 500 MPa 左右。这种强度较高而且塑性储备较大的贝氏体，正是最适于进行形变强化的预备组织。

有的人曾在 En24 钢（0.34%C，1.25%Cr，1.39%Mn，0.34%Mo）上对不同温度下等温转变的贝氏体进行了形变强化的研究。将钢料在 850℃加热 15 min 后放入 300℃、360℃及 400℃的 Pb－Zn 槽中保温 16 min 以完成贝氏体转变，之后再进行 23%的压缩形变，最后在 20～400℃下回火 1 h。强度极限与伸长率随等温转变温度及形变后的回火温度而改变的试验结果列于表 3.4-33。由表中的数据可以看到，随着等温转变温度的降低，贝氏体在形变前及形变后的强度渐次增高。转变温度愈低时，形变强化的效果愈大。另一方面，在

各个转变温度下，未形变贝氏体在低于转变温度以下回火时，强度极限没有什么变化，说明试验所用的保温时间（16 min）足够保证贝氏体转变进行完全，在金相组织中没有马氏体存在。在形变贝氏体的强度极限与回火温度的关系中，无论贝氏体转变温度多高，都存在一个最大值，所对应的回火温度为200℃。这种情况与马氏体形变时效的强化规律完全一致。

表 3.4-33　En24 钢不同转变温度的贝氏体在形变及回火后的力学性能

等温转变温度/℃	回火温度/℃	贝氏体的力学性能			
		0 形变		23%形变	
		σ_b/MPa	δ/%	σ_b/MPa	δ/%
300	20	1 740	20	1 840	19
	150	1 740	22	1 970	20
	200	1 770	21	2 020	18
	250	1 720	21	1 960	18
	350	1 690	22	1 830	19
360	20	1 420	—	1 480	—
	150	1 410	—	1 530	—
	200	1 420	—	1 600	—
	250	1 420	—	1 540	—
	350	1 430	—	1 470	—
400	20	1 320	—	1 400	—
	150	1 330	—	1 470	—
	200	1 330	—	1 470	—
	250	1 330	—	1 460	—
	350	1 330	—	1 390	—

表3.4-33中的数据还说明，300℃等温转变的贝氏体在形变中于提高强度的同时还保持持着相当良好的塑性（δ = 20%），这是马氏体的形变强化所达不到的。

7　其他形变热处理方法

7.1　利用强化效果遗传性的形变热处理

7.1.1　高温及低温形变淬火强化效果的遗传性

利用强化效果遗传性的工艺方法的实质就是先以形变热处理方法造成毛坯的高强度状态，再以中间软化工序将硬度降低下来以便进行切削加工，然后再经淬火再现原来的强化效果，最后获得高的强度，形状尺寸精度均符合要求的零件。

大量的工作已经证实形变奥氏体的强化可以通过 γ→α 转变遗传给马氏体，使钢在淬火后的强度显著提高，这也就是高温及低温形变淬火所依据的基本原理。

钢在形变热处理后所获得的强化效果，经多次 α→γ→α 重结晶之后是否可以再现，以及再现的条件和程度问题，已有大量的研究。

许多研究工作已证实钢在高温形变淬火后获得的强化效果经过多次重结晶之后仍能再现。在45CrNi和55Si2钢上获得的结果示于表3.4-34。可以清楚地看出，这两种钢在一般热处理之后的强度（σ_b、σ_s）均较低，而在900℃轧制50%的高温形变淬火之后，强度得到了相当的提高。高温形变淬火及600℃中间回火（软化）后进行二次热处理（淬火及回火），在相同的最终回火温度条件下，强化效果很好地再现出来，与单纯高温形变淬火后十分相近。类似的情况在55CrMnB、60Si2、40Cr2Ni4SiMo、37CrNi3A、30Cr2MnMoTi、50Cr2MnSi2及50Cr2MnSi2V、37Cr1NiWA，以及其他一系列钢种上也先后发现。

表 3.4-34　45CrNi 及 55Si2 钢高温形变淬火强化效果的遗传性

钢种	处理规范	σ_b/MPa	σ_s/MPa	δ/%	ψ/%
45CrNi	900℃轧制50%油淬，200℃回火1 h	2 090	—	4	31
	900℃轧制50%油淬，600℃回火1 h，830℃油淬，200℃回火1 h	2 070	—	8.6	42
	830℃油淬，200℃回火1 h	1 880	—	3	10
55Si2	900℃轧制50%油淬，600℃回火，900℃油淬，600℃回火	1 080	940	16.8	40
	900℃油淬，600℃回火	980	850	17.9	34

钢在低温形变淬火后获得的强化效果，经过多次重结晶之后仍能再现，最近也有了一些报道。在0.8%C－18%Ni钢上所获得的结果如表3.4-35所示。

表 3.4-35　0.8%C－18%Ni 钢低温形变淬火强化效果的遗传性

处　理	σ_b	σ_s	δ	ψ
	MPa		%	
550℃形变40%，深冷至－196℃，+950℃保持15 min，水冷至室温，深冷至－196℃，100℃回火	2 310	2 110	9	48
550℃形变40%，深冷至－196℃，100℃回火	2 420	2 220	6	48
950℃形变40%，深冷至－196℃，100℃回火	2 330	2 150	7	57
950℃两次回火至－196℃，100℃回火	2 120	2 000	2	9
950℃一次回火至－196℃，100℃回火	2 180	1 900	6	45

也有人发现，形变淬火的强化效果经过多次重结晶后，有时并未再现，或者在有些条件下再现的程度高些，而在另外一些条件下再现的程度低些。由此可以推测，强化效果的再现是有条件的。

7.1.2　形变淬火强化效果遗传的条件

（1）形变温度

形变温度愈高，形变淬火的强化效果愈低，但二次淬火后强化效果再现的程度愈高。这是因为，当形变温度高时，产生的亚结构稳定性很高的缘故。

形变温度愈低，强化效果则愈大，但在随后的加热过程中去强化作用也愈显著；相反，当形变温度较高时，虽然强化效果较小，但在随后的加热过程中去强化作用却比较缓慢。

从强化效果的稳定性和获得良好的力学性能组合的角度出发，我们希望形变淬火时的形变温度高些。如果将强化效果分成组织稳定部分与组织不稳定部分，那么形变温度高时，组织稳定部分所占比例要大些，因而强化效果遗传的程度要大些。

(2) 形变后的中间处理

形变后的中间处理包括低温形变后的中间加热、高温形变后的停留及形变淬火后二次淬火前的中间回火这三个方面。

低温形变后的中间加热-低温形变淬火的强化效果很不稳定，在二次加热淬火后强化效果往往消失，为了稳定强化效果并改善低温形变淬火钢的塑性，许多人研究了形变后的中间加热对低温形变淬火以及二次淬火后力学性能的影响并指出，中间加热使低温形变淬火钢强化效果的稳定性得到提高，二次淬火后强化效果的再现程度有所增长。

高温形变后的停留。研究了高温形变后的停留对 60Si2V 钢二次淬火后力学性能的影响，发现，性能随停留时间的变化并非单调的，其走向与停留时间对高温形变淬火后性能影响曲线的走向完全一样。二次淬火钢的性能完全决定于高温形变淬火钢的性能，其间存在着一一对应关系，只不过是二次淬火后强度略低些而已。

二次淬火后的强度较普通处理钢为高，而且接近高温形变淬火钢的强度。中间回火温度高时，二次淬火后的强度略低些，但塑性却有所提高。

(3) 形变后的转变类型

形变后的转变包括马氏体、贝氏体和珠光体转变三种情况。

有工作使形变奥氏体转变成贝氏体，然后进行二次淬火，获得了十分良好的强化效果继承效应。工作是在30Co2MnMoTi钢上进行的，试验表明，400℃下保持的时间愈长，强化效果再现的程度愈好，就是在 400℃保持 15 s 都比高温形变后直接淬火的效果要好。此外，高温形变 500℃等温转变和低温形变 500℃等温转变（高温形变等温淬火和低温形变等温淬火）后二次淬火，效果也很好。即奥氏体形变后转变成贝氏体，有利于强化效果的储存，这种储存于再次淬火时得以再现。

一般认为，当形变奥氏体于 700℃左右转变成珠光体时，奥氏体的位错结构难以为珠光体所继承，以后进行二次淬火时，不会得到良好的力学性能。

(4) 二次淬火时的加热速度、加热温度和保持时间

一般希望二次淬火加热速度尽可能地快些。二次淬火温度不宜过高，一般以 Ac_3 + 20 ~ 30℃为宜。如果二次淬火温度不是过高，保温时间则影响不大。

7.1.3 形变淬火强化效果遗传的原因

形变热处理强化效果遗传至 $\alpha \to \gamma \to \alpha'$ 转变之后的原因，曾有过许多研究。

强化效果在相变重结晶过程中的遗传问题，实际上是位错结构与密度的继承问题。在反复重结晶过程中强度的变化与位错密度的变化有良好的对应关系。这样的对应关系在 45CrNi 钢和其他钢种上曾多次被发现。

关于位错结构在相变重结晶过程中的继承问题，已借助于电子显微镜观察 60Ni20（0.6%C－20%Ni）钢中证实，高温形变后的奥氏体的多边化结构，经过 $\gamma \to \alpha \to \gamma'$ 相变重结晶后，仍然可以保持。

而为了取得强化效果的继承效应，必须在相变重结晶前获得一个密度较高的，稳定的位错结构——多边化结构。上述的一切措施——低温形变后的中间加热，高温形变后的停留，选择适当的多边化过程易于进行的形变温度以及形变奥氏体的贝氏体转变等——都是为形成这种亚结构提供条件。而二次淬火时的快速加热，较低的加热温度和较短的保持时间，都是为不破坏这种亚结构而采取的必要措施。

7.2 预先形变热处理

预先形变热处理已经研究得相当深入，并在钢管、钢板、丝材、板簧及其他钢材或零件（例如活塞梢）上已经获得广泛的应用。这种方法的工艺顺序是将平衡组织的钢（退火、正火或调质状态）于室温（或零下温度）进行冷形变，获得相当程度的强化，然后进行中间回火（软化），最后再进行快速加热的二次淬火及最终回火（图 3.4-97）。预先形变热处理也是利用强化效果遗传性的原理而建立的。所不同的是，这里利用的是 α 相在室温下的形变强化效果在随后 $\alpha \to \gamma \to \alpha'$ 相变中的继承现象。

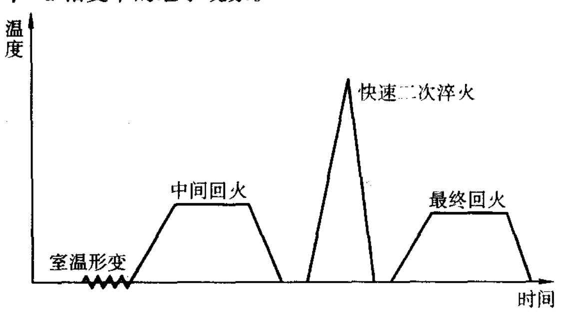


图 3.4-97 预先形变热处理工艺方法示意图

7.2.1 预先形变热处理的强化效果

与普通热处理相比，室温下预先形变然后再进行淬火及回火处理（预先形变热处理）后，钢的抗拉强度及屈服强度都有相当增长（10% ~ 30%），而塑性则保持不变或略有增减。

预先形变热处理对碳钢有相当的强化效果。如预先形变热处理能大幅度地提高淬火状态的 40 钢的强度与塑性（表 3.4-36）。与此同时（211）线条宽度、电阻率及矫顽磁力都有相应的增加，而奥氏体晶粒尺寸（d）则比普通热处理后小。

表 3.4-36 不同处理 40 钢的性能

热 处 理	σ_b /MPa	ψ /%	δ /%	β /10^{-3}	电阻率 ρ /$\mu\Omega\cdot cm^{-1}$	矫顽力 H_C /$A\cdot m^{-1}$	d /μm
850℃炉中加热淬火	1 700	20	7	19.3	18.7	1 632	20
920℃快速加热(500℃/s) 淬火	2 100	29	11	21.2	20.8	2 176	14
室温形变 60%后 870℃快速加热(500℃/s) 淬火	2 450	42	12	25.4	22.1	2 504	10

在许多低合金结构钢上也证实了预先形变热处理的强化效果。还有的文献报道，预先形变热处理提高了 45 钢及 45Cr 钢的硬度，使得在带有磨料的润滑剂下的滑动磨损抗力大为提高。而且预先形变热处理不但对钢的强度有显著影响，还在相当程度上影响钢的回火脆倾向性。如当室温形变量为 0 ~ 15%时，40CrNi 钢的回火脆倾向性减小，而当室温形变量大于 15%以后，回火脆倾向性急剧增大。

研究室温形变对淬火回火后 GCr15 钢冲击韧度的影响时也发现，随着形变量的增大，a_K 值逐渐提高，到达某最大值而后下降。当室温形变量与随后的热处理配合适当时，可将脆性转变温度降低到 －40℃到 －60℃，而将 －100℃下的 a_K 值由没有形变时的 0.55 kJ/cm^2 增加到 40 ~ 60 J/cm^2。

上述情况表明，预先形变热处理时必须对各个工艺参数认真选择，找出最佳的工艺规范，才能使钢材获得良好的强韧化效果。

7.2.2 工艺参数对预先形变热处理强化效果的影响

预先形变热处理包括四个工序（图 3.4-97）：室温形变、

中间回火、淬火及最终回火。下面分别介绍这四个工序的工艺参数对预先形变热处理强化效果的影响。

（1）中间回火温度

在室温形变量为5%、15%、50%的情况下，不进行中间回火或进行过高温度（600℃）的中间回火均使T9钢的力学性能下降到普通高频感应加热淬火及回火后的水平。而当中间回火温度为400℃时，却得到了最佳的强化效果：当室温形变量为15%～50%时，σ_b 达到大约2 300～2 350 MPa的数值，比普通高频感应加热处理（σ_b = 1 950 MPa）要高出350～400 MPa。

强度的变化与位错密度及结构之间存在着良好的对应关系。400℃的中间回火使 α 相含有发展得比较完全而又较稳定的亚结构，在随后的 α→γ→α' 转变中被继承下来，使最后得到的马氏体具有最高的位错密度。

（2）室温形变量

随着形变量的增大，40钢的抗拉强度和断面收缩率都不断增加。当形变量为60%时，抗拉强度高达2 450 MPa，而断面收缩率为42%。在400℃最佳中间回火条件下，T9钢的抗拉强度随形变量的增大而提高。300℃中间回火时的情况也是一样，只是抗拉强度提高得缓慢一些。600℃中间回火以后，当形变量小于25%时抗拉强度基本不变，而当形变量为50%时，抗拉强度反而下降。当未采用中间回火时，抗拉强度随着形变量的增大也是不断提高，但始终保持着比较低的水平。

GCr15钢的冲击吸收功与室温形变量关系曲线上存在一个峰值。这些事实都说明，从强韧化综合效果出发，并不是形变量愈大愈好。

（3）淬火加热温度与加热时间

淬火加热温度愈低，最终回火温度愈低时，屈服强度的增量则愈大。一般希望淬火温度低些，保持时间短些，才能充分发挥预先形变热处理的强化作用。

（4）最终回火温度

T9钢的强度指标随最终回火温度的升高而增大，至300℃时达到最大值然后减小。而当最终回火温度为400℃时，预先形变热处理的强化效果便完全消失，所得 $\sigma_{0.2}$ 及 σ_b 值比普通高频感应加热淬火者还要略低一些。这是因为，当回火温度较低（<300℃时）。自淬火马氏体析出了弥散而细小的碳化物，使钢得到进一步的强化。而当回火温度较高（>300℃）时，伴随着碳化物颗粒的集聚长大，还发生了 α 相原有亚结构的严重破坏。塑性（δ、ψ）的变化，则是随着回火温度的升高而单调的增大，而且预先形变热处理试样比普通高频感应加热淬火者始终要高一些。

7.2.3 预先形变热处理的强化机构

预先形变热处理的强化机构可归纳如下：钢材在平衡状态（α相及碳化物）下于室温形变时获得相当数量的位错，在随后适当规范的中间回火中于 α 相内形成比较稳定的位错结构（α相亚组织），这种位错结构通过 α→γ→α' 重结晶为马氏体所继承。过低的中间回火温度不能提供足够的热激活，无法使室温形变时引进的位错重新排列，形成稳定的 α 相亚组织；过高的中间回火温度、过高的淬火加热温度及过长的保温时间，以及过高的最终回火温度，均能使这种稳定的位错结构遭到破坏。因此，都不能达到预期的强化效果。

7.3 多边化强化

多边化处理工艺方法，是在整个热处理过程进行完毕之后，将钢材或合金于室温或高温下进行小量（0.3%～10%）形变，然后在低于再结晶的温度下加热并保持一定时间，以造成充分发展的多边化亚组织。这种多边化亚组织的位向夹角很小，使得位错在较为缓慢的运动过程中塞积起来，从而阻碍晶内滑移的进行，提高蠕变抗力，并且还可使强化相质点的集聚长大变得困难，增加金属组织结构的稳定性，使长期使用时的热强性得到提高。

7.3.1 一般多边化处理

这种处理是将钢材在室温或高温下拉伸形变（连续加载或以蠕变的方式进行）1%～10%，然后在低于再结晶的温度之下进行多边化退火。采用这种方式处理的钢材，具有发展良好的多边化亚组织，长期使用条件下的热强性能得到大幅度提高，而瞬时强度（σ_b、σ_s）变化不大。热强性的提高主要表现在第二阶段蠕变速度的减小、持久强度及抗应力弛豫能力的提高方面。在蠕变条件下进行形变，由于原子处于热激活状态，位错的攀移更易于进行，所以多边化过程需要的时间比室温下形变然后加热者要短得多。因此，利用蠕变条件进行多边化强化，常常得到比室温形变然后退火者更高的效果。几种工业用钢多边化强化对蠕变速度的影响列于表3.4-37。可以看出，合适的多边化处理规范可使钢的蠕变速度减小95%～97.5%。

表 3.4-37 多变化强化对几种工业用钢蠕变速度的影响

材料	多边化处理规范				蠕变试验条件		蠕变速度	V_0/V
	形变量 /%	形变温度 /℃	退火温度 /℃	退火时间 /h	温度 /℃	应力 /MPa	v /$10^{-2}h^{-1}$	
工业纯铁	5	20	550	25	400	200	$\frac{3.2}{4.8\times10^{-1}}$	6.5
	0.8	450	450	24	450	85	$\frac{1.1\times10^{-4}}{4.5\times10^{-5}}$	24.4
10钢	5	20	550	25	400	215	$\frac{1.29\times10^{-1}}{3.34\times1.^{-3}}$	38
1X18H9	10	660	600	100	600	150	$\frac{2.9\times10^{-6}}{5.6\times10^{-5}}$	5.2
1X18H9T	0.3	575	575	24	575	180	$\frac{4.8\times10^{-3}}{2.5\times10^{-4}}$	19.2
ЭИ395	2.5	625	625	50	625	260	$\frac{4.6\times10^{-3}}{1.5\times10^{-4}}$	30

值得注意的是，在利用蠕变方式进行形变时，必须将形变量控制在一个严格的范围之内。过大的蠕变下的形变量，将会导致微裂纹的产生，造成内部损伤。当然，在大多数情况下进行多边化处理时，最方便的形变方式不是单向拉伸或者蠕变，而是压力加工中的轧制。

7.3.2 分级多边化处理

分级多边化处理时的形变不是一次完成，而是在高温下分几次（4～5次）进行，每次形变后均保温一段时间以进行多边化退火。这种分数次形变并退火的方式，能使钢材最终得到比较均匀的形变及比较充分的多边化过程。在轧制时尤其如此，多边化过程按次序由钢材表面层开始，逐渐深入内部，最后达到均匀一致。

7.3.3 多次多边化处理

多次多边化处理是专为体心立方点阵的金属材料（低碳钢、低合金钢、铁素体不锈耐热钢以及某些难熔金属）而设计的。这种方法是，在连续加载条件下将金属形变到全部屈服平台出现之后卸载，然后在低于再结晶的温度下进行时效，如此反复进行多次（一般为4～5次）。在这种处理之后，于金属内部可以造成含有被溶质原子牢固钉扎的高密度位错群的稳定组织。与其他多边化强化方法不同，多次多边化处理可以在保持原有塑性的条件下提高静态强度（σ_b，σ_s）1.5～2倍。如果在高温下进行多次多边化处理，还可有效地提高金属的热强性。

7.4　表面形变热处理

表面形变强化工艺，如喷丸强化、滚压强化等等；与零件整体热处理强化或表面热处理强化相结合可以显著地提高机器零件的疲劳强度、耐磨性及抗应力腐蚀能力，延长零件的使用寿命。

7.4.1　表面高温形变淬火

表面高温形变淬火方法，是将零件表面层（高频）加热到临界点以上使之奥氏体化，并在高温下进行表面滚压使表面层产生形变，随后迅速淬火。这种工艺方法能显著提高零件的疲劳强度、接触疲劳强度以及耐磨性。

图 3.4-98 为轴类钢件表面高温形变淬火装置示意图。在 9Cr 钢上的试验结果示于图 3.4-99 和图 3.4-100。可看出，与普通高频感应加热淬火相比，表面高温形变淬火能够有效地提高接触疲劳强度。随着滚压力（亦即表面形变量）的增大，表面破损的的接触循环次数先增后减，到 650 N 时为最大值，在最佳处理条件下，对应 10^7 循环次数的接触疲劳极限从普通处理时的 2 000 MPa 提高到 2 250 MPa，而在 $< 10^7$ 循外次数的范围内，接触疲劳寿命可以提高 2.5 ~ 5 倍。9Cr 钢表面高温形变淬火后的力学性能结果示于表 3.4-38。

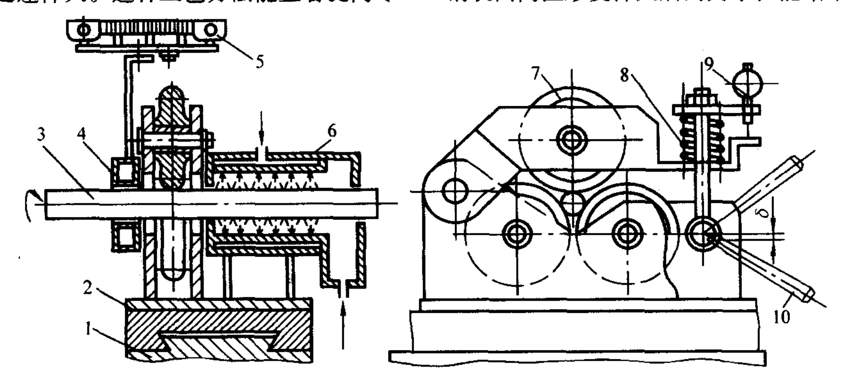


图 3.4-98　轴类钢件表面高温形变淬火装置示意图

1，2—夹具；3—工件；4—感应器；5—高频变压器；6—喷雾器；7—压辊；8—校准弹簧；9—千分表；10—调整机构

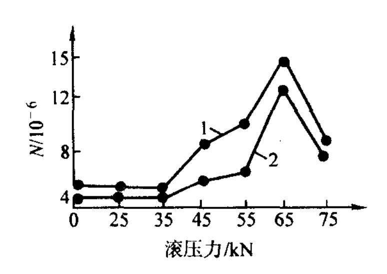


图 3.4-99　9Cr 钢表面高温形变淬火后接触疲劳强度与滚压力的关系

1—形变温度 950 ~ 970℃；2—形变温度 900 ~ 920℃

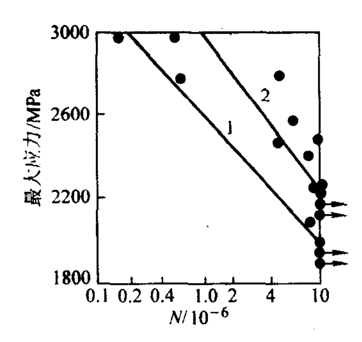


图 3.4-100　9Cr 钢接触疲劳曲线的对比

1—普通高频感应加热淬火；

2—950℃滚压形变，滚压力 650 kN，160 ~ 180℃回火

表 3.4-38　9Cr 钢表面高温形变淬火后的力学性能[①②]

形变温度 /℃	弯矩 /kN·m	弯曲强度 σ_{bb}/MPa	挠度 f/mm	强化层深度 /mm	硬度 HRC
850	3 133/3 194	3 747/3 790	18.7/17.5	3.0/2.7	67/66
900	3 270/3 318	3 932/3 940	18.2/17.7	5.0/4.5	68/67
950	3 044/3 518	3 714/4 438	13.7/16.6	穿透	66/66
1 000	2 911/3 268	3 431/3 842	10.0/9.3	穿透	66/67

①　拉拔速度 0.5 m/min，140℃回火 1.5 h。

②　分子的形变量为 10%，分母的形变量为 15%。

40 钢及 40Cr 钢的接触疲劳极限与 950℃高温形变时滚压力大小的关系示于图 3.4-101。当滚压力为 550 N 时，接触疲劳极限最高。

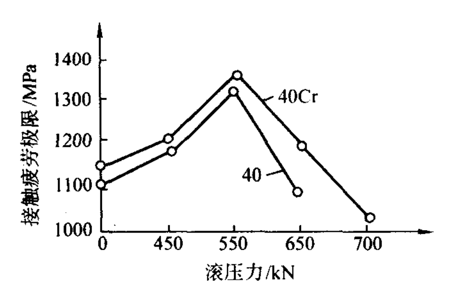


图 3.4-101　40、40Cr 钢表面形变淬火后的接触疲劳极限与滚压力的关系（形变温度 950℃，回火温度 180 ~ 200℃）

特别值得指出的是，表面高温形变淬火的 40Cr 钢比用其他方法（包括喷丸强化）处理者具有最高的接触疲劳抗力（表 3.4-39）。

表 3.4-39　40Cr 钢经各种处理后的接触疲劳极限

处 理 工 艺	硬度 HRC	接触疲劳极限/MPa
整体淬火，低温回火	46 ~ 48	940
整体淬火，低温回火，喷丸强化	49 ~ 51	1 080
高频感应加热淬火，低温回火	51 ~ 53	1 180
高频感应加热淬火，低温回火，喷丸强化	54 ~ 56	1 233
高温滚压淬火（950℃，550 N），180 ~ 200℃回火	50 ~ 52	1 270

表面高温形变淬火还能够有效地提高钢的耐磨性。45 钢及 65Mn 钢耐磨试验结果示于图 3.4-102。表 3.4-40 为 40Cr 钢的表面高温形变淬火的强化层深度与耐磨性之间的关系。

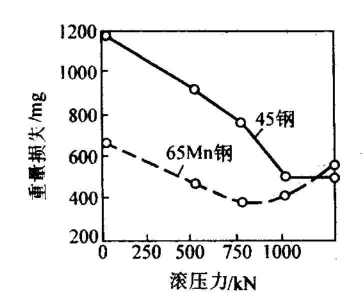


图 3.4-102　40、65Mn 钢耐磨性与滚压力间的关系

表 3.4-40　40Cr 钢表面高温形变淬火后的强化层深度和相对耐磨性

滚压力/kN	形变温度 850℃		形变温度 950℃		
	形变时间/s				
	6	8	6	8	10
强化层深度/mm					
600	2.10	1.30	2.30	2.00	1.65
800	2.10	2.00	2.50	2.20	1.90
1 000	2.90	2.30	3.00	2.70	2.40
1 200	3.70	2.90	3.90	3.50	3.10
相对耐磨性①					
600	1.08	0.97	1.13	0.91	0.80
800	1.19	1.05	1.34	1.09	0.93
1 000	1.30	1.16	1.43	1.23	1.04
1 200	1.16	1.10	1.21	1.04	0.90

① 以高频感应加热淬火的耐磨性作为 1。

表面高温形变淬火可明显改善钢的表面粗糙度（图 3.4-103），从而能提高疲劳极限。

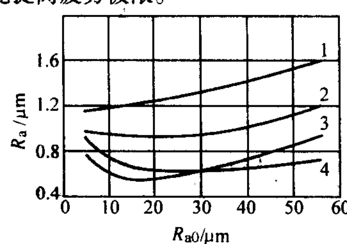


图 3.4-103　钢体表面高温形变淬火后的表面粗糙度（R_a）与原始粗糙度（R_{a0}）及形变力间的关系
1—600 kN；2—800 kN；3—1 000 kN；4—1 200 kN

7.4.2　预冷形变表面形变热处理

钢件预先施加压力的，然后再进行表面形变淬火也能发挥冷形变的遗传作用，得到好的强化效果。预冷形变可使钢件在表面高温形变热处理时形成高的残余压应力（图 3.4-104 和图 3.4-105），于是可显著提高其抗疲劳能力。还可提高钢件的表面粗糙度和耐磨性（表 3.4-41 和图 3.4-106）

7.4.3　表面形变时效

钢件在喷丸或滚压强化之后再补充以时效（低温回火），可使钢件疲劳强度得到进一步的提高。55Si2 钢和 60Si2 钢进行 900℃，60 min 加热，然后油淬及 450℃硝盐槽中的回火，并于喷丸处理后于 20～500℃下进行不同温度的补充回火（时效）后的疲劳强度（σ_{-1}）的试验结果示于图 3.4-107。滚压后的时效也可使预先调质状态（880℃油淬，550℃回火）的 40Cr 钢疲劳强度比时效前提高约 20%。

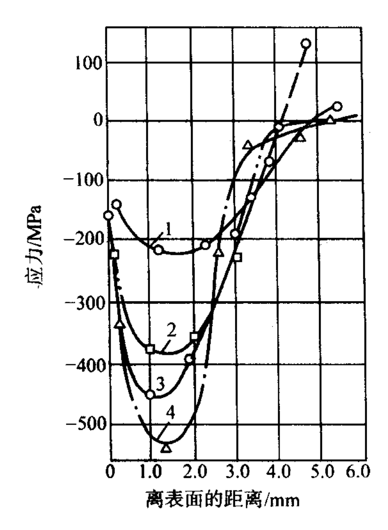


图 3.4-104　50 钢履带链节经不同表面强化后的表层残留应力
1—高频感应加热表面淬火；2—表面高温形变热处理；3—冷滚压和表面高温形变淬火；4—表面高温形变热处理后冷滚压

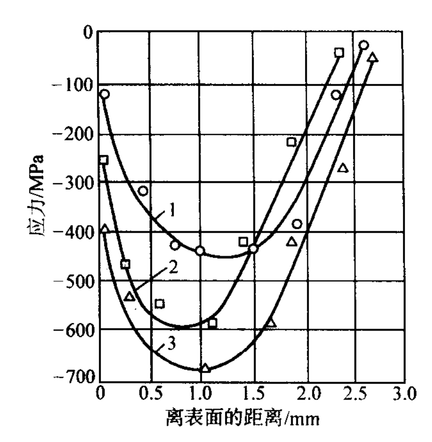


图 3.4-105　40Cr 钢经不同表面强化后的表层残留应力
1—感应淬火；2—预冷形变表面高温形变淬火；3—表面高温形变热处理

表 3.4-41　40Cr 钢经预先冷形变表面高温形变淬火后的强化层深度和相对耐磨性①②

滚压力/kN	中间回火温度/℃		
	未回火	200	400
强化层深度/mm			
200	0.80/0.90	0.70/0.75	0.80/0.70
250	1.00/1.00	0.85/1.00	1.00/0.90
300	1.70/1.80/	1.70/1.90	1.80/1.80
350	2.10/2.20	2.20/2.20	1.85/2.20
400	2.40/2.40	2.50/2.30	2.30/2.40
相对耐磨性			
200	0.96/1.09	1.15/1.18	1.03/1.02
250	1.01/1.25	1.20/1.25	1.10/1.18
300	1.08/1.30	1.28/1.30	1.12/1.12
350	1.02/1.10	1.19/1.10	1.08/1.08
400	1.00/1.08	1.10/1.08	1.05/0.99

① 以高频淬火效果为 1。
② 分子为 850℃淬火温度，分母为 950℃淬火温度。

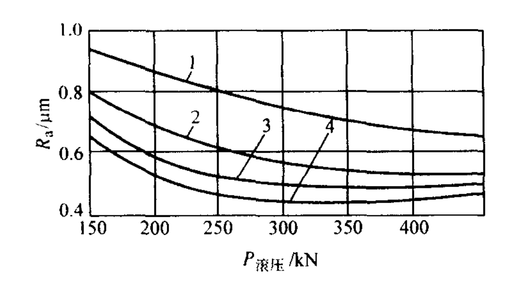
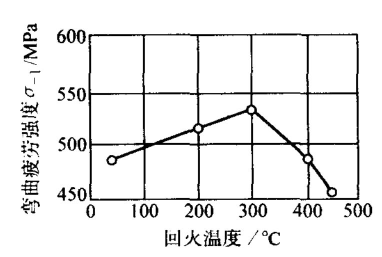
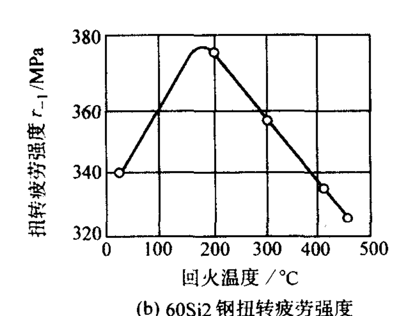


图 3.4-106　钢件与冷形变表面形变淬火后的表面粗糙度与形变进给量的形变力之间的关系

1—形变进给量 0.25 mm/r；2—0.2 mm/r；3—0.15 mm/r；4—0.10 mm/r



(a) 55Si2钢弯曲疲劳强度



(b) 60Si2 钢扭转疲劳强度

图 3.4-107　喷丸强化后补充回火对钢材疲劳强度的影响

7.5　形变化学热处理

形变既可加速化学热处理过程，又可强化化学热处理效果。所以将形变强化或形变热处理强化与化学热处理相结合的形变化学热处理引起了人们的重视。

7.5.1　形变对钢中扩散过程的影响

应力和形变均可加速钢中铁的自扩散与置换原子的扩散。结果证明，无论是弹性、小塑性形变，还是大塑性形变，拉应力均使铁的自扩散过程加速。而在应力不变的情况下，随着塑性形变量的增加，铁的自扩散系数不断增大。在应力不变的条件下，自扩散激活能随着形变量的增大而减小（图 3.4-108）。

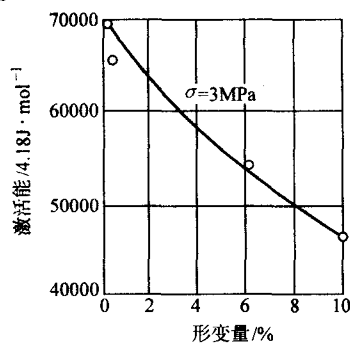


图 3.4-108　形变量对铁自扩散激活能的影响

应力和形变对形成置换固溶体的溶质原子的扩散过程的影响与对铁的自扩散过程的影响相类似。这是由于，形变金属中晶体缺陷（位错密度）增多，而原子沿位错线发生择优扩散，因而使扩散过程加速的缘故。

但是，关于应力和形变对与化学热处理密切有关的间隙原子（C、N 等）的扩散过程的影响比较复杂。有人认为塑性形变加速碳原子的扩散过程。也有人得出了预先塑性形变减缓碳在奥氏体中扩散过程的结论。应该指出，在讨论形变对碳的扩散过程的影响时，必须充分考虑形变条件（形变温度、形变方式及速度、形变量大小等）的作用。由于形变条件的不同，在钢中造成差异很大的组织结构状态，包括位错密度的大小及结构形式，晶粒尺寸及形状的变化，合金元素因碳化物的析出而发生再分配等等。这些因素都会对碳的扩散过程产生巨大影响。因此，在经过塑性形变的钢中存在着一些阻碍碳原子扩散过程的因素，但与之同时，也有不少能够促进碳原子扩散的因素。例如，形变后的加热可能导致再结晶的发生，而晶粒细化后因晶界数量增多，使碳的扩散加快，孔穴密度的增大同样对扩散过程有利。选择适当的形变条件，才有可能使碳在钢中的扩散加快。

22CrNiMo 钢渗碳层深度与形变量的关系及渗碳层中碳浓度的分布情况分别示于图 3.4-109 及图 3.4-110。在 15Cr 钢中也发现了形变使渗碳浓度增高的效果（图 3.4-111）。

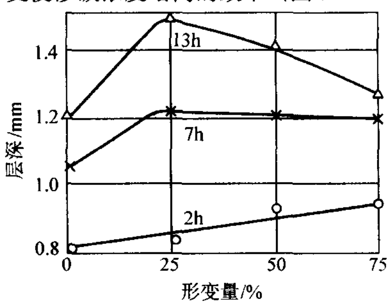


图 3.4-109　22CrNiMo 钢渗碳层深度和形变量的关系

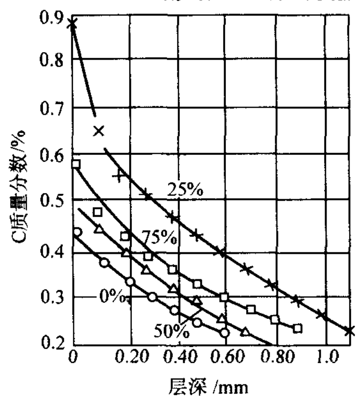


图 3.4-110　形变量对 22CrNiMo 钢渗层中碳分布的影响

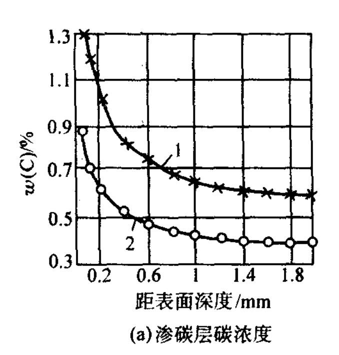
（2 h 渗碳，曲线上的数字为形变量）

有的作者认为，不同程度室温形变后的钢在渗碳时的加热过程中获得发展程度不同的多边化亚组织。当形变量适中（25%）时，渗碳过程的加速是与钢中形成了稳定的多边化亚组织有关。这种多边化亚组织可使钢材表面的化学吸附过程得到改善，也是使渗碳过程加速的一个因素。

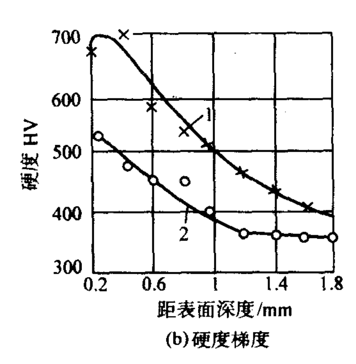
7.5.2　化学热处理后的冷表面形变强化

钢材在经化学热处理（渗碳、渗氮等）后施行表面喷丸、滚压等表面冷形变，可获得进一步的强化效果，得到更高的表面硬度、耐磨性及疲劳强度等性能。

冷形变使渗碳层晶内亚结构发生变化，部分残留奥氏体转变为马氏体，在表面造成大的压应力。这些都是提高钢件



(a) 渗碳层碳浓度



(b) 硬度梯度

图 3.4-111 形变量对 15Cr 钢渗碳层碳浓度和硬度梯度的影响

1—形变量（%）；2—未形变

表面综合力学性能的原因。表 3.4-42 给出了 18Cr2Ni4WA 钢渗碳之后进行滚压或喷丸强化，得到了比单独使用化学热处理或表面强化时更高的弯曲疲劳强度。类似的良好效果还已经在 20 钢、18CrMnTi、25CrMnMo 等许多钢上得到证实。

表 3.4-42 18Cr2Ni4WA 钢化学热处理后冷形变和一般热处理后的力学性能比较

试样编号	处理方式	强化层深度/mm	硬度 HRC 表面	硬度 HRC 心部	弯曲疲劳极限
1	淬火＋低温回火	—	—	36～38	270
2	调质＋渗氮	0.35～040	650～750HV	32～34	480
3	渗碳、高温回火、淬火、低温回火	0.9～1	57～60	36～38	510
4	同 3	0.55～0.70	57～60	36～40	540
5	淬火、低温回火、2 000 kN 压力下滚压	0.6	38～40	36～38	425
6	同 3，随后 2 500 kN压力下滚压	渗碳层 0.9～1.1，滚压强化层≈0.5	59～62	36～38	559
7	同 3，随后喷丸强化	渗碳层 0.9～1.1，喷丸强化≈0.2	58～61	36～38	629

7.5.3 化学热处理后表面高温形变淬火

高温形变淬火能显著提高结构钢的耐磨性和接触疲劳强度，尤其是对中碳结构钢更是如此。将化学热处理（渗碳）后的钢进行表面高温形变淬火则能进一步提高这种效果。图 3.4-112 和图 3.4-113 示出了 20CrMnTi 钢渗碳后的表面高温形变淬火（900℃高频加热，820℃下以 850 N 压力滚压，760℃淬火，最后 200℃回火 1 h）对渗层硬度和耐磨性的影响。

7.5.4 多边化处理后的化学热处理

多边化处理可以有效地提高钢及合金的蠕变抗力及持久

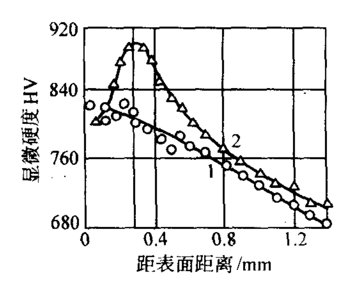


图 3.4-112 20CrMnTi 钢渗碳高温形变淬火的深层硬度梯度比较

1—普通高频感应加热淬火；2—表面高温形变淬火

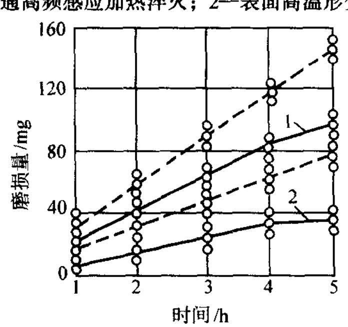


图 3.4-113 20CrMnTi 钢渗碳表面高温形变淬火的渗层磨损失重量的比较

1—普通高频感应加热淬火；

2—渗碳表面高温形变淬火；－－－－与淬火的 45 钢块对磨

强度。如果在已形成多边化亚组织的钢中利用化学热处理的方法渗入间隙原子（C、N），则由多边化过程建立起来的亚晶界（位错墙）可以被间隙原子所钉扎，能使钢的蠕变抗力及持久强度得到进一步的提高。这一设想已为许多试验结果所证实。

0.08%C 钢进行多边化处理（拉伸形变 2.1%，600℃、8 h退火）后，进行化学热处理（400℃、6 h 的渗氮），然后，进行了 550℃、110 h 的低温退火。这样处理之后，钢中氮含量由原来的 0.08%增加到 0.47%。这种处理和其他各种处理后的室温力学性能及持久强度试验结果示于表 3.4-43 及图 3.4-114。

表 3.4-43 0.08%C 钢经多边化＋渗氮和其他热处理，化学热处理后的力学性能

处理工艺	σ_b/MPa	σ_s/MPa	δ/%
原始状态	357	195	38.8
多边化处理，室温拉伸 2.1%，600℃退火 8 h	372	231	36.9
400℃渗氮 6 h，550℃退火 110℃	418	246	34.3
室温拉伸 2.1%，600℃退火 8 h，400℃渗氮 6 h，550℃退火 110 h	420	272	26.2

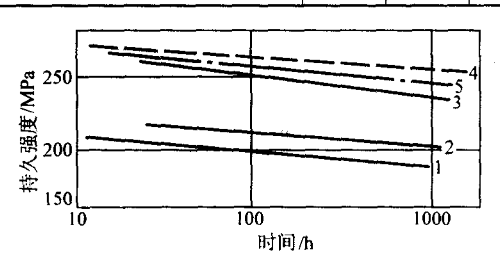


图 3.4-114 0.08%C 钢经各种工艺处理后的持久强度

1—原始状态；2—多边化处理；3—渗氮；

4—多边化处理＋渗氮；5—渗氮＋多边化处理

7.5.5 表面纳米化后的化学热处理

表面纳米化改变了材料表面的结构，表面纳米晶之间形成高体积分数的界面为元素扩散提供了理想的通道，使材料

表面的化学热处理更容易进行。例如在利用氨气分解对钢铁材料进行渗氮处理的常规方法中，温度一般大于500～550℃，时间大于20 h。然而，对经表面机械研磨处理而得到纳米晶的纯铁在300℃下渗氮9 h就达到非常满意的氮化物层。即表面纳米化能够有效地降低化学热处理的温度和时间，提高渗入元素的浓度和渗层厚度。

7.6 晶粒超细化处理

用形变与热处理相结合的方法细化奥氏体晶粒能得到良好的效果。这种方法的程序是：加热至刚刚高于 Ac_3 的温度，保持一段时间，达到完全奥氏体化，然后以较大的压下量使奥氏体发生强烈形变，之后等温保持一段时间，使奥氏体进行起始再结晶，并于晶粒尚未开始长大之前进行快速冷却。用这种方法可获得晶粒十分细小的高强度高塑性钢材。

下面介绍另一种细化马氏体晶粒的形变热处理方法。这种处理方法的程序是：加热至奥氏体化温度，然后冷却到亚稳奥氏体区并进行低温形变，之后冷至稍低于 M_s 点的温度以得到少量的马氏体，然后再加热至某一中间温度，使已得到的马氏体回火，之后再冷至低于 M_s 点的另一更低的温度，然后再进行中间加热，如此循环多次，直到奥氏体全部转变成马氏体为止。用这种方法也能得到超细晶粒，其原因是，低温形变提供了更多的马氏体形核部位以及先期形成的马氏体妨碍了以后形成的马氏体的长大。

晶粒超细化处理的方法还有很多。例如，也可考虑形变热处理与急冷急热相结合的方法。其程序是预先形变淬火处理（高温、低温形变淬火皆可，以 Ar 点附近形变为最佳）——以非常快的速度加热至奥氏体化温度——淬火回火。此法与预先形变热处理方法十分相似。用此法可得到超细晶粒的高强度高塑性材料，抗拉强度达2 800 MPa，伸长率为5%～7%，断面收缩率为20%～30%。

7.7 复合形变热处理

将两种或两种以上不同的形变热处理工艺方法联合使用，称做“复合形变热处理”。

7.7.1 复合形变淬火

考虑到低温形变淬火可显著提高强度，而高温形变淬火则可有效改善塑性与韧性，于是人们将这两种方法联合使用，以期获得高强度、高韧性材料。复合形变淬火的示意图见图3.4-115。

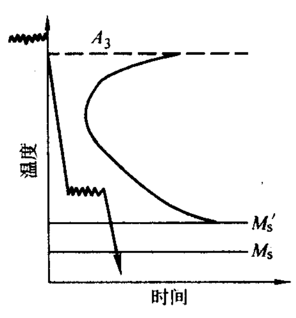


图3.4-115 复合形变淬火工艺示意图

如在碳含量为0.3%～0.4%，并含有Mo、V、W等元素的Cr-Ni钢上研究了复合形变淬火效应。试验结果表明，复合形变淬火的屈服强度增加率远远高于高温形变淬火，高于或等于低温形变淬火。与低温形变淬火比较，复合形变淬火有较高的韧性和相等的塑性。

7.7.2 低温形变淬火与马氏体形变时效相结合的复合形变热处理

低温形变淬火与马氏体形变时效相结合的复合形变热处理，可以使钢材得到良好的强韧化效果。

如与其他处理规范相比，低温形变淬火及回火马氏体中温形变时效相结合的复合形变热处理，可使H11钢得到最好的强韧化效果，σ_b = 2 800 MPa，δ = 12%。更重要的是，应力-应变曲线有一个更为理想的形状。低温形变淬火与中温形变时效相结合的优越性，在一个很宽的形变时效温度范围内都能得到。在工具钢、弹簧钢、冷作模具钢上都发现低温形变淬火及回火马氏体中温形变时效相结合的复合形变热处理有良好的结果

7.7.3 高温形变淬火与马氏体形变时效相结合的复合形变热处理

与普通淬火相比，高温形变淬火已使ЧСН16440钢（俄罗斯钢号，0.44%C，3.7%Ni，0.84%Cr）的抗拉强度有了显著的改善，在150～250℃间回火时 σ_b 大致提高了250～300 MPa；而高温形变淬火之后的马氏体形变时效又使 σ_b 得到进一步的改进。这种效果在900℃最终回火后更为显著：普通淬火后的 σ_b 为1 900 MPa，高温形变淬火者为2 200 MPa，而高温形变淬火并马氏体形变时效者则平均为2 750 MPa（在2 650～2 900 MPa范围），塑性（δ、ψ）的变化不大。

8 非铁金属的形变热处理

不像钢铁材料的形变热处理，非铁金属的形变热处理研究相对要少得多。但在有关原理方面，可以从钢铁材料的形变热处理处得到借鉴。这里仅介绍几个研究例子供参考。

8.1 铝合金的形变热处理

有作者研究了固溶处理水淬后较大程度冷变形对2014铝合金时效后组织和性能的影响。结果指出：采用较大变形程度（65%）冷轧，再进行低温短时间时效（160℃，30 min），可使2014合金的强度得到显著提高（σ_b = 568 MPa），其伸长率（δ = 11.6%）仍不低于常规时效处理（固溶处理，水淬，160℃，12 h）的伸长率；经这样冷变形的2014合金，在稍高温度短时间回复处理，将使时效强化能力显著降低。

有人研究了双重时效的低温形变热处理对Al－Mg－Si－RE合金力学性能的影响。双重时效的低温形变热处理使该合金获得抗拉强度 σ_b = 350 MPa，$\sigma_{0.2}$ = 291 MPa和伸长率 δ = 6%的最佳综合力学性能。显然用这种处理工艺比用固溶淬火＋时效的普通热处理工艺优越。

铝合金最终形变热处理是指铝合金经固溶处理＋预时效＋冷变形＋终时效这整套工艺。经最终形变热处理的材料性能比单纯进行固溶＋时效的要好。在最终形变热处理过程中由于溶质原子的分布和状态发生了变化、沉淀析出过程和形变位错运动过程交互影响，对铝合金的力学性能产生了很大影响，最终材料的强度极限可提高20%以上。

8.2 铜合金的形变热处理

冷变形可提高Cu合金的峰值力学性能。如在一定时效温度下，增加冷变形量可以缩短Cu－9Ni－6Sn合金达到峰值性能的时间。在400℃时效的情况下，变形量从75%增加到99.75%，时效时间由30 min缩短到1 min，屈服强度提高到227 MPa。同时由于时效时间的缩短，可以使时效工艺在连续炉内进行。另一方面，冷变形量的增加，可以使时效温度降低，从而提高材料峰值强度，如99.75%冷变形、350℃时效得到的强度比400℃时效提高了185 MPa。可以认为：欲使合金在最短的时间内获得最高的机械强度，所需的冷变形量至少要大于95%。

有人指出；Cu合金形变热处理的工艺关键为控制过饱和 α 固溶体的晶粒度；时效前施以一定量的冷变形：根据使用性能要求选择冷变形量、时效温度，并使其时效时间适应于连续生产的要求。

编写：王 铀（哈尔滨工业大学）

第5章　等离子体热处理

等离子体热处理技术是利用真空条件下等离子体放电对材料表面进行不同方式处理的过程，该技术的主体是等离子体化学热处理。但是近年来，随着等离子体技术的发展，人们逐渐将与真空等离子体有关的一些表面处理方法也归为该技术中，如真空离子沉积、离子镀、离子注入等表面改性技术。虽然这些技术严格说来不属于热处理范畴，但其在技术方法和目的上与等离子体化学热处理是相近或相同的。特别是将离子镀、离子渗以及离子注入等结合起来以后，在工艺上已经相互渗透，在技术上已经没有明显的界限。

等离子体热处理技术的工业应用，从20世纪70年代起已成为国内外普遍重视的热门，它的发展已明显区别于固态、液态、气态的一般热处理技术，而是一种从概念到实质均有所不同的等离子态热处理技术。对提高产品质量、节约原材料、节约能源、降低劳动强度、提高效率、减少环境污染有着重要意义。涉及的边缘科学更多、设备更为复杂，理论知识更加深广，操作和经验要求更高。这是一门综合性的应用技术，涉及到放电物理、真空、化学、电子学、材料科学等多门边缘学科。等离子体热处理技术目前发展很快，已广泛用于机械、冶金、交通、轻工、电子、航天等各个部门，取得了良好的效益。

本章主要针对等离子体热处理技术包括等离子体化学热处理、真空气相沉积和等离子体基离子注入的技术原理、技术方法以及相应的应用进行介绍。

1　等离子体热处理基础

与其他热处理技术不同，等离子体热处理技术主要是利用等离子体或等离子体中的一些过程对材料进行表面处理的，等离子体的一些基本概念和等离子体中的一些基本过程是该技术的基础。

1.1　等离子体

1.1.1　等离子体的定义

等离子体是物质的一种存在状态，通常物质以固态、液态、气态三种状态存在，但在一些特殊情况下可以以第四种状态存在，如地球大气中电离层中的物质。这类物质所处的状态称为等离子体状态，又称物质的第四态。在给物体加热时，随着温度的升高，物体内部的粒子不断地获得越来越多的动能，物质结构便会发生变化，粒子之间的距离就会越变越大。固体会变成液体，液体会变成气体。如果温度升高到一定的程度，当气体分子或原子的平均动能大于原子内电子的结合能时，气体原子便会因电子摆脱原子核的束缚而成为离子，于是物体便转为等离子态。在等离子体中存在下列物质：处于高速运动状态的电子；处于激发状态的中性原子、分子、原子团（自由基）；离子化的原子、分子；未反应的分子、原子等，但物质在总体上仍保持电中性状态。由于等离子体中的正电荷数目和负电荷数目相等，因此在中文中称为“等离子体”。

1.1.2　等离子体的性质

1）等离子体在宏观上是电中性　等离子体是电离了的气体。它由电子、离子和中性粒子三种成分所组成。其中电子和离子的电荷总数基本相等，因而作为整体是电中性的。然而，一般情况下，电子和离子的浓度并不一定严格相等，因而等离子体不仅可以包含带单个电荷的离子，也可以包含带多个电荷的离子。等离子体对于电中性条件的破坏是非常敏感的，如果等离子体内部一旦出现电荷分离，立即就会产生强的电场，促使电中性的恢复。

2）等离子体具有很高的电导率　等离子体在宏观上虽然是电中性的，但由于体系中包含有大量的带电粒子（电子和离子），而且浓度很高，所以具有很好的电导性。

3）等离子化学反应比热化学反应容易进行　等离子化学反应的特征是热力学上稳定的激发态和离子态，这种反应大多数活化能是很低的，例如在离子分子反应中大多数场合活化能为零，使反应易进行，变成受扩散支配的反应。

1.1.3　等离子体的种类

等离子体的划分方法很多，通常可以按等离子体的温度和电离程度进行划分。

1）低温和高温等离子体　根据等离子体的温度可分为高温等离子体和低温等离子体两类。在等离子体中，不同的微粒的温度实际上是不同的，具体温度是与微粒的动能即运动速度及质量有关的。把等离子体中存在的离子的温度用 T_i 表示，电子的温度用 T_e 表示，而原子、分子、或原子团等中性粒子的温度用 T_n 表示。对于 T_e 大大高于 T_i 和 T_n 的场合，即低压气体的场合，此时气体的压力只有几百个帕斯卡，当采用直流电压或高频电压做电场时，由于电子本身的质量很小，在电场中容易得到加速，从而可获得平均可达数电子伏特的高能量，对于电子，此能量的对应温度为几万度，而离子由于质量较大，很难被电场加速，因此温度仅几千度。由于气体粒子温度较低（具有低温特性），因此把这种等离子体称为低温等离子体。

当气体处于高压状态并从外界获得大量能量时，粒子之间的相互碰撞频率大大增加，各种微粒的温度基本相同，即 T_e 基本与 T_i 及 T_n 相同，我们把这种条件下得到的等离子体称为高温等离子体，自然界中太阳就是以高温等离子体状态存在的。由于高温等离子体对物体表面的作用过于强烈，因此在实际应用中很少使用，以下将低温等离子体简称为等离子体。

2）等离子体的电离程度　如前所述，等离子体中含有正离子和负离子以及中性粒子。根据等离子体电离程度可以将等离子体分为完全电离等离子体、部分电离等离子体和弱电离等离子体三类。①完全电离等离子体：几乎所有的中性粒子都呈离子态、电子态，是强导体。带电粒子密度为 10^{10} ~ 10^{15} 个/cm^3；②部分电离状态气体：只有部分中性粒子电离，只要电离达1%，其电导率与完全电离状态气体的电导率相近；③弱电离状态气体：只有极少量中性离子被电离。

1.1.4　等离子体的产生

等离子体的产生方法很多，主要有以下几种。

1）高温热运动　通过加热气体物质使气体原子获得足够多的能量，由于碰撞作用加强，从而引起气体分子电离，形成等离子体。

2）电子碰撞　在低气压条件下，电子在电场作用下加速，获得能量，与中性粒子碰撞使之电离，作用的电场有直流电场、射频电场和微波电场等，产生低气压气体放电形成等离子体。

3）其他方法　通过核聚变、电子离子混合等也可以形成等离子体，但是这种方法应用较少。

1.2　低压气体放电

1.2.1　等离子体中粒子的行为

等离子体中的粒子包括电子、正离子、中性粒子等，由

于本章描述的低温等离子体是在真空条件下产生的，因此其行为可以认为与理想气体相同。

(1) 带电粒子在气体中的运动

带电粒子在放电空间处于不断运动状态。其基本运动形式有以下几种：热运动、迁移运动和扩散运动，由于带电粒子的运动才出现放电电流及其他一系列放电现象。

1) 带电粒子的热运动　当气体放电处于平衡状态时，可以把带电粒子看成气体中的杂质。和中性离子相同，也做着无规则的热运动，遵循气体分子运动方程。

电子速度为：

$$\bar{v}_e=\sqrt{\frac{3KT}{m_e}} \tag{3.5-1}$$

式中，K 为玻尔兹曼常数；T 为温度；$\bar{v}_e$ 为电子平均速度；m_e 为电子质量。

而离子速度为：

$$\bar{v}_i=\sqrt{\frac{3KT}{m_i}} \tag{3.5-2}$$

式中，m_i、$\bar{v}_i$ 分别为离子的质量和平均速度。显然，电子速度$\gg$离子速度。

2) 带电粒子的迁移运动　在电场作用下，带电粒子的运动可以看作在热运动的基础上，叠加了方向性的运动，称为迁移运动。迁移速度比热运动速度小得多，带电粒子经多次碰撞后，到异性电极上使气体导电，电场强度增加，迁移速度增大。

3) 带电粒子的扩散运动　由于带电粒子在气体中分布不均匀，造成沿浓度递减方向运动的带电粒子数，多于往相反方向运动的带电粒子数，这种带定向性的运动称带电粒子的扩散运动，显然存在正离子和负离子两种扩散，这种扩散称为双极扩散。

电子质量轻，扩散速度快，因此会发生电荷分离，这时由于电子移动，而形成空间电场，阻尼电子运动，加速离子运动，结果使两者的运动速度相同。

扩散与定向运动是相反的过程，与场强有关，当场强大于一定值时，表现为定向运动，当场强低于一定值时表现为热运动。

(2) 粒子间的碰撞

在低压等离子体中，电子在放电空间不断进行热运动、迁移运动、扩散运动等必然与中性粒子不断发生碰撞。碰撞分弹性碰撞和非弹性碰撞，通过碰撞来交换能量，通过碰撞来发生电离。

高能电子经弹性碰撞后，将一部分能量转化为中性粒子的动能和动量，即提高系统的温度，但碰撞前后的总动能不变。由于电子和中性原子或分子质量相差很大，所以转移的能量比例很小，电子保持很高能量，达几个电子伏特，而分子则接近于室温（0.04 eV）。

电子与分子经弹性碰撞后，虽然损失能量很少，但电子每次碰撞后都要改变运动方向，电子在从阴极向阳极运动的过程中，必然走非常曲折的路线，这个路线比极间距离长几百倍，即电子经受多次碰撞。因此尽管电子与气体原子每次弹性碰撞时传递能量很少，但由于碰撞频率很大，故电子传递给气体原子的能量是不可忽视的。

(3) 气体的激发和电离

电子碰撞原子后，使原子具有一定的能量，当原子能量提高到引起核外电子跃迁产生激发时，将会产生发光现象。原子进一步吸收能量，会失去核外电子，从而被电离成离子。电离的程度用电离系数表示，即具有一定能量的电子在133.322 Pa（1 mm Hg）的压力下，0℃时，走过1 cm路途所产生的离子数。电离系数随电子能量的提高而增加，但如果电子能量高于一定值时，电离系数反而降低。离子气相沉积中，为了提高沉积层原子的离化率，不一定追求高的加速电压，在几十电子伏特时，电离概率最大。

除电子能引起原子的激发与电离外，正离子、中性原子和亚稳原子也可以造成激发和电离。正离子质量大，与原子的尺寸相近，每次碰撞损失能量多，在气体放电中只有很少一部分正离子能量能达到电离，因此正离子引起的电离概率小，但是正离子所产生的转荷过程是离子沉积中的重要过程，高能离子和低能中性原子碰撞时，只有电荷交换而无能量交换，结果得到高能中性原子和低能离子，这个过程很频繁，形成的高能中性原子很有用。中性原子可以将能量传递给其他的原子造成电离。具有一定能量的亚稳原子可以碰撞电子，使电子能量升高，也可以直接电离原子。这一点在气相沉积中很重要，当电离气体为Ar时，在电场作用下电离，电离后轰击碰撞金属原子，使金属原子变成金属离子，加速沉积过程。

(4) 带电粒子的消失

在气体放电等离子体中存在着大量的带电粒子，它们时刻进行电离的逆过程，进行空间复合，在器壁上复合或进入电场而消失。第一，带电粒子在电极上消失。电子在阳极吸引下向阳极运动，进入阳极，电子的动能转变为热能使阳极升温，或激发二次电子；正离子从阴极得到电子，与其复合为中性气体原子，其能量转变为热能使阴极升温，还可激发二次电子维持放电；负离子到阳极后放出电子，成为中性粒子。第二，带电粒子在空间复合。空间存在各种不同的粒子，当电子与正离子相遇后，除了碰撞外，也可以产生复合；同样，正离子与负离子也可以复合；另外，带电粒子在器壁上相碰撞后复合，多余能量使器壁升温，通过磁场压缩等离子体可以减小复合。

(5) 等离子体化学

在离子气相沉积中等离子体化学的作用越来越重要，它促进化合物涂层的形成，可以将化学气相沉积中在高温下进行的反应，降低到低温下进行，因此是化学非平衡过程。

在低气压低温等离子体中，促进化学反应过程的重要因素是高能电子的作用，高速电子与多原子气体分子产生非弹性碰撞，引起分子激活，自由基化和离解离子化，分子可以产生多种电离。电离结果，可以产生普通化学方法难以形成的离子组合，以 NH_3 和 H_2 的混合气体为例，可以发生以下过程：

$$NH_3+e \longrightarrow NH+H_2+e \tag{3.5-3}$$

$$H_2+e \longrightarrow 2H+e \tag{3.5-4}$$

$$H+NH_3 \longrightarrow NH_2+H \tag{3.5-5}$$

$$NH_2+e \longrightarrow NH+H \tag{3.5-6}$$

$$NH+NH \longrightarrow N_2+H_2 \tag{3.5-7}$$

等离子体中的反应除了气相中的反应外，还与固体表面发生反应，分为以下几个类型：

$$A(s)+B(g) \rightarrow C(g) \tag{3.5-8}$$

$$A(g)+B(g) \rightarrow C(s)+D(g) \tag{3.5-9}$$

$$A(s)+B(g) \rightarrow C(s) \tag{3.5-10}$$

$$A(g)+B(g)+M(s) \rightarrow AB(g)+M(s) \tag{3.5-11}$$

式（3.5-8）为等离子体状态的气体周围固相物质反应形成新气相物质，如反应等离子体刻蚀，若这样生成的气体在另外地方发生逆反应，A（s）又重新输出，成为输运A物质的等离子体化学输运过程。

式（3.5-9）表示两种以上气体在等离子体中反应生成固相与新气相物质，化学气相沉积与等离子体化学气相沉积都属于此类反应。

式（3.5-10）表示等离子体状态的气体与固体物质在固体表面反应形成新物质，如离子渗氮、离子渗金属等过程；

式（3.5-11）表示放置在等离子体中的固体表面起催化剂作用，促进分子的离解与复合。

1.2.2　气体放电

如前所述，等离子体热处理采用的是低温等离子体，最简单获得低温等离子体的方法是低压气体放电，通过低压气体放电我们可以了解等离子体中发生的基本过程，并对放电特性有所认识。

(1) 气体放电的伏-安特性曲线

由中性原子、分子组成的气体，一般情况下是不导电的。由于自然界存在的各种辐射（宇宙射线、紫外线、放射性元素产生的γ射线等）使气体电离，出现了微量原始电荷。在直流高压电场下，低压气体中的电子被加速向阳极运动，并碰撞气体原子、分子，使之不断被电离产生新电子、离子。上述过程产生的正离子在电场加速下轰击阴极，造成二次电子发射并维持放电过程，于是，气体就具备了导电性能。

1）伏－安特性曲线　放电管是研究低压气体放电常用的实验装置，如图3.5-1所示。将放电管抽空至1～1 000 Pa。在两个金属电极上加以直流可变电压，通过调节电源电压逐渐改变管压或管流。这样就可以测得放电管各种放电形式下的电压与电流的关系，最后综合成一个难以用欧姆定律表达的全伏－安特性曲线。因管内气体性质、气压、电极及放电管形状不同，上述曲线略有差异。图3.5-2为氩气放电管的伏－安特性曲线。

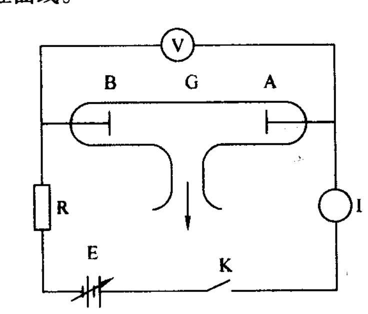


图3.5-1　低压气体放电装置
A—阳极；B—阴极；G—放电管；R—限流电阻；E—电源；K—开关；V—电压表；I—电流表

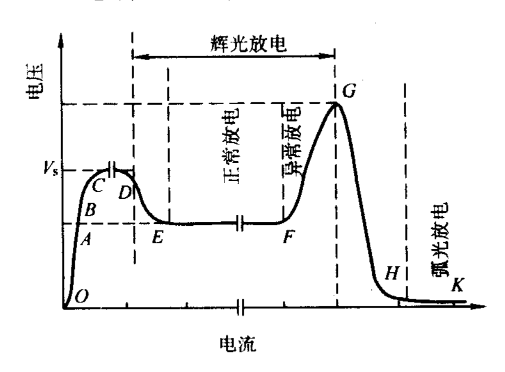


图3.5-2　氩气放电管的伏-安特性曲线

增加电源电压，放电管电流随管压上升极缓慢地增长，此时极间电压很低，不可能发生电子与气体间的碰撞电离。这只能是一种靠外电离源维持的非自持放电。*OB*段叫无声非自持放电、*BC*段叫非自持暗放电。当电压增至*C*点（V_s）后，即由非自持放电过渡到依靠二次电子发射维持的自持放电阶段，*CD*段为自持暗放电。继续增加电源电压时，管压迅速下降、管流加大（$dV/dI<0$），*DE*段则为自持的正常辉光放电前的过渡阶段。进入正常辉光放电阶段（*EF*段）后，管内开始呈现出明暗相间的柔和辉光，管压降基本保持不变（$dV/dI=0$），管电流随着回路电源电压的增加而加大，阴极表面电流密度恒定，阴极有效放电面积随电流成比例扩大，直至辉光覆盖整个阴极表面。从*F*点开始，管压随电流增加反而上升，电流密度也成比例加大，$dV/dI>0$，即进入了异常辉光放电区的*FG*段。

在特性曲线的*GH*段又出现了新的突变，管电压突然大幅度下降至*H*点约30 V，电流剧增，即过渡到了另一种自持放电－弧光放电*HK*阶段。在弧光放电状态下，小面积强烈的弧光取代了大面积柔和的辉光。

2）辉光点燃电压　低压气体放电时，由非自持放电到自持放电的过渡电压称为点燃电压，用V_s表示。它与气体压强（*p*）、气体种类成分、温度、电极间距（*d*）、阴极材料及表面状态有关。研究表明，V_s与电压和电极间的距离的乘积*pd*有关，并有一最小值，图3.5-3为几种气体的点燃电压与*pd*之间的关系。最小值的存在是因为在*pd*较小时，则或是因气压低、分子自由程太长，或是极间距太短，使电子到达阳极前与气体碰撞电离概率太小，而达不到需要的体积电离次数。只有提高极间电压，以加大电子动能，使电离系数增大、离子能量升高，在轰击阴极时造成充分的二次电子发射才能维持自持放电，于是V_s就增高了。如果*pd*较大，则或是因为气压高气体自由程太短，或是极间距太长，频繁的非弹性碰撞，使电子不足以获得产生电离的动能，又因正离子也得不到产生足够二次电子发射的能量，故需提高极间电压以增大每个自由程中的电场强度，方可维持自持放电。这样，V_s便得到提高。

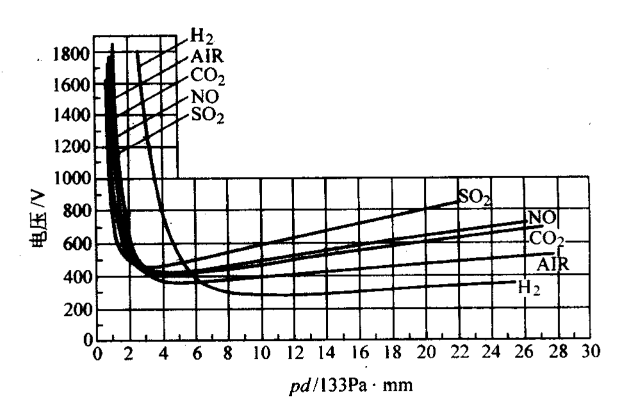


图3.5-3　几种气体的点燃电压与*pd*之间的关系

(2) 辉光放电特性

1）辉光放电两极间各种特性分布　气体放电进入辉光放电阶段后，产生较强的激发与电离过程，因此可以看到辉光。仔细观察会发现辉光从阴极到阳极的分布是不均匀的，如图3.5-4所示。图中a为阿斯顿暗区，b为阴极辉区，c为阴极暗区，d为负辉区，e为法拉第暗区，f为等离子体正柱区，g为阳极暗区，h为阳极辉区。从图3.5-4中还可以看出辉光放电辉光本身不均匀，极间电压、电荷分布也不均匀。

图3.5-4中有辉光的区域是产生激发和电离的区域，辉光暗的区域是电子加速的区域。从阴极到阳极的光层顺序已在图中标明，其形成过程可作以下解释。

① 阿斯顿暗区a　紧靠阴极表面约1 mm厚，电子从阴极发射出来立即进入高电场强度区并被加速，但刚离开阴极时速度还很小，不能产生激发，所以没有发光现象。

② 阴极辉区b　电子被加速到足以产生激发。

③ 阴极暗区c　电子经阴极辉区后，速度进一步增加，足以产生电离，而激发很少，所以为暗区。

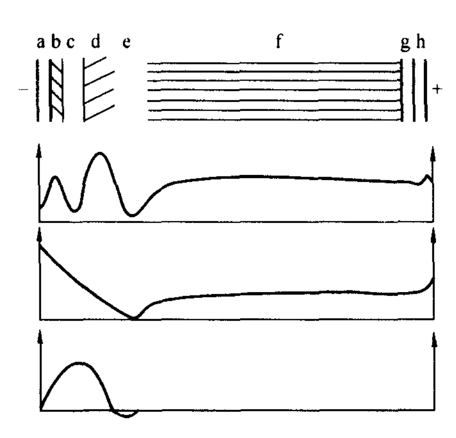


图 3.5-4 辉光放电的发光分布及各种特性

以上三区与阴极之间具有很大的电位降落，总称为阴极位降区。三区宽度之和即所谓阴极位降区 d_k，其厚度与电压、气体压强有关。

④ 负辉区 d 在阴极暗区电离的电子多数是慢电子，它们因受到多次非弹性碰撞能量降低小于电离能，但可产生激发碰撞和电子与离子间的复合，故在此区产生大量的激发发光和复合发光，负辉区的光最强，和阴极暗区有明显的界限。

⑤ 法拉第暗区 e 大部分电子已在负辉区损失了能量，此区电场很弱，电子已无足够的能量进行明显地激发和电离，所以光强很弱。

⑥ 正柱区 f 此区正负离子数相等，又称等离子体区，带电粒子密度一般为 $10^9 \sim 10^{12}$ 个/cm^3。正离子迁移率很低，电子迁移率高，因此等离子体区是一强导体。它在气体放电中的作用就是传导电流。正柱区的电场强度比阴极区小几个数量级。故在等离子体区主要是无规律的混乱运动，其运动速度比迁移速度大几个数量级，产生大量的非弹性碰撞。

⑦ 阳极辉区 h 在等离子体区的阳极端，电子被阳极吸收，离子被阳极排斥，所以阳极前形成负的空间电荷，电位急剧升高，形成阳极电位。电子在阳极区被加速，足以在阳极前产生激发和电离，由此，形成阳极辉区。阳极电位有时正，有时负，当从阴极跑到阳极端的电子数大于等离子体区由于混乱运动而打到阳极上去的电子数时，阳极电位为正，电子被加速，否则阳极电位为负。

2) 辉光放电的特点 辉光放电时，发光的颜色因气体而异，电流密度 $10^{-1} \sim 10^{-2}$ mA/cm^2，放电电压为 300 ~ 500 V，在正电荷的轰击作用下，阴极发射二次电子，维持辉光放电的进行。

3) 等效阳极和阴极位降区 在真空容器中，若无空间电荷存在时，两极间电位呈线性分布，电场强度分布均匀。从图 3.5-4 中可以看出，当辉光放电存在时，空间电荷的分布状态发生了变化，从而造成电场强度不均匀分布，引起电位偏离线性关系。放电后空间产生的正离子数量和电子差不多，由于电子质量小，运动速度大，向阳极迁移速率大，正离子则相反，质量大运动速率小，所以堆积在阴极附近，这种正的空间电荷产生的效应，使两极间的电场发生畸变，相当于使阳极向阴极移动，形成等效阳极，两极间的电压主要分布在阴极和等效阳极之间，也可以近似为直线分布，叫阴极位降，作用结果使局部场强增加，形成阴极位降区。

阴极位降区是辉光放电中的重要参数，因为主要电压都集中在此区域，该区场强很大。阴极位降区的电压降由阴极材料、放电气体离子种类、放电气压、阴极电流密度来决定。

如前所述，辉光放电时气压与阴阳极之间的距离的乘积 pd 可以作为一个变量考虑，由于阴极位降区的宽度 d_k 由阴极位降区中电子与气体分子碰撞电离的效果决定，尽管 pd_k 的大小实际上会依放电条件的变化有一些变化，但变化较小，因此，pd_k 也可视为常数，此时阴极位降区的宽度 d_k 仅与气压有关。

下面分别讨论阴阳极距离 d 和气压 p 对辉光放电的影响。

首先考虑气压的影响。当气压较高时，由于 pd_k 为常数，d_k 值很小，两极之间距离 d 很容易大于 d_k，此时辉光放电的各区域都可以存在，放电正常进行；当气压降低时，d_k 逐渐增大，当 d_k 大到等于 d 时，则阴阳极间除阴极位降区外，其他各区都不存在，放电仍能进行；若 p 进一步减小，使 $d_k > d$ 时，放电立即熄灭。因此，在一般放电装置中，真空度高于 1.33 Pa 时便很难发生辉光放电。

其次，考虑电极间距离的影响。若其他条件不变，仅改变极间距离 d，无论把阴极移向阳极或把阳极移向阴极，阴极位降区 d_k 始终不变，其他各区相应缩短，一旦 $d < d_k$，电子无法被加速到第一次产生电离的能量，放电立即熄灭。因此常用此原理对阴极进行间隙保护，以实现阴极的局部起辉放电，保护阴极输电电极结构，一般间隙宽度 0.8 mm 左右。

4) 空心阴极辉光放电 两个平行阴极在真空容器中，当满足气体点燃条件时，这两个阴极都产生辉光放电，在两个阴极附近都可以产生阴极位降区。设两阴极之间距离为 d_c，当 $d_c > 2d_k$ 时，两极板各自产生辉光，当 $d_c < 2d_k$ 时，两阴极之间形成一个等效阳极，两极的负辉光区合并，合并后的负辉区极为明亮，放电电流也急剧增大。这种现象称为空心阴极辉光放电现象。产生空心阴极后，阴极位降区的电压比普通值低 100 V 左右，导致其他部位放电减弱，能量集中到空心阴极处，电流密度高出普通值 100 倍到 1 000 倍。位于空心阴极内的电子来回振动，伴随离子参与过程。从第一个阴极发射出来的电子被等效阳极加速，向另一阴极飞去，又被减速，当速度减小到零时又被反向加速，这样电子来回振荡，显著增加碰撞概率，可以引起更多的激发和电离，电流密度增加，负辉光区强度增加，产生空心阴极效应。在大量电离的同时，能量在两阴极之间集中，使电极温度升高。在气压一定的条件下，两阴极之间距离在合适的条件下可以产生空心阴极辉光放电，在阴极距离固定的情况下，也可以通过调整气压，使两阴极之间产生空心阴极效应。由于空心阴极辉光放电产生大量的电离，若能引出将成为等离子体源，但同时也会带来电极温度的升高，因此要避免烧伤电极。

(3) 其他形式的辉光放电

以上以直流辉光放电为例介绍辉光放电的特性，除了直流辉光放电以外，还可以采用很多其他方法产生辉光放电现象。常用的方法有直流脉冲辉光放电、交流辉光放电、射频辉光放电、微波辉光放电等。

1) 直流脉冲辉光放电 对于大功率辉光放电的场合，采用直流辉光放电往往由于功率大导致参数调整比较困难，另外直流辉光放电的灭弧问题也存在一定的难度。目前一种选择是采用直流脉冲辉光放电。在阴阳电极间加一个直流脉冲电压，当电压高于直流脉冲放电点燃电压时，气体被点燃，并在随后高电压期间产生辉光放电。当脉冲消失后，放电自然熄灭。直流脉冲电源一般可分为矩形和非矩形两类，以矩形脉冲更为理想，但比尖脉冲线路复杂。

对脉冲放电能量的调节有三种形式。第一种是频率固定，调整脉冲宽度，第二种是脉冲宽度固定调整脉冲频率，第三种是频率和脉冲宽度混合调整。

2）射频与微波放电　直流辉光放电中，主要以阴极上产生的过程为主，通常将处理材料作为阴极，如工件或溅射的靶材都是阴极。但在一些沉积过程中电极可能采用的是半导体或绝缘体，这时由于电极不能导电，直流辉光放电不能形成。在这种情况下，射频和微波放电等离子体可以弥补这个不足。

低气压下两电极间加较低频率（50～500 Hz）交流电压时，每个电极在半个周期中有充分时间进行性质、形式与直流基本相同的放电。只是阴、阳二极本身及其间的放电图像每半周期变更一次，二电极均被溅射。此时由于电场变换方向的时间间隔较长，每半个周期内电子和离子有足够的时间到达阳极和阴极，可以当作直流辉光放电看待。

当电场频率升高至一定频率，如 13.56 MHz 的射频频率时，空间电荷既来不及随电场方向改变而重布，也没有发光现象与光强的交替变化，而是稳定在一种两极间对称不变的放电形式下。各放电区有一定颜色，靠近二电极各是负辉区、阴极暗区、鞘层，管子中间是正柱区。

高频放电的两种效应：其一是电子受电场力作用在空间谐振迁移，与原子碰撞概率极大，电离能力远高于主要依赖二次电子发射的直流放电，所以尽管放电空间的正离子近于静止，对阴极碰撞提供二次电子的过程已经不起主导作用，放电却仍然可以维持，并能在更低气压下点燃，而且点燃电压 V_t 比直流放电低。其二是射频放电可以采用电容式或电感线圈进行耦合。因为射频可以穿过任何种类的阻抗，则对电容耦合的电极就不一定要求是导体，因而可以溅射任何材料，而且电极既可以放在反应器之内，也可以放在其外。

当电场交变频率进一步提高到微波频率时，可以进一步激发产生等离子体，通常使用的微波频率为 2.45 GHz。它具有能量大、活性强、激发的亚稳态原子多、化学反应容易进行。微波放电与直流辉光放电相比具有设备结构简单，容易起辉，耦合效率高，工作稳定，无气体污染及电极腐蚀，工作频带宽，可用于镀制导电或非导电介质膜等特点。但是使用大功率电源较昂贵，而且应解决必要的防护问题。

(4）弧光放电

1）弧光放电特性　在图 3.5-2 中，当放电管两极之间的电压超过伏-安特性曲线的 G 点以后，电流增长使正离子进一步向阴极附近集中，这里电场强度不断升高，又使轰击阴极的离子获得了更高能量。高熔点材料的阴极在其轰击下升至很高温度，于是除了二次电子发射外又产生了强烈的热电子发射，热电子发射集中于温度相对较高的表面区域。强烈的热电子发射使阴阳极之间的阻抗降低，导致电流增加，电压降低，并引起热电子发射部位的温度进一步升高，促使热电子的发射电流密度的进一步提高，表现出电压急剧降低，电流急剧增加的特性。当极间电压降至 40 V 以下时，形成稳定的放电，即弧光放电。

弧光放电的电位分布与辉光放电相似，如图 3.5-5 所示。其差别仅在于因空间电荷更趋近阴极，使 d_k 窄到几个自由程之内，以致分不出层次，负辉区、法拉第暗区消失了，阴极位降区直接过渡到正柱区（等离子体区或弧光区）。该区与辉光放电的性质相像，不过与之相比大量高能粒子引起了更多的激发和电离，蕴藏了更大的能量和电荷密度，具有更高的温度。在温度高、电场强、逸出功小的局部，这样的热电子发射形成了明亮的弧斑，其电流密度可高达每平方厘米数百安培。上述的弧光放电现象，在工业中获得了广泛应用，如利用温度高特性作为热源；利用强弧光特性作为光源；利用电流大、电压低、有负特性的特点做成熔炼金属的电弧炉。近年来弧光放电的特性也在离子镀工艺中获得了直接应用。

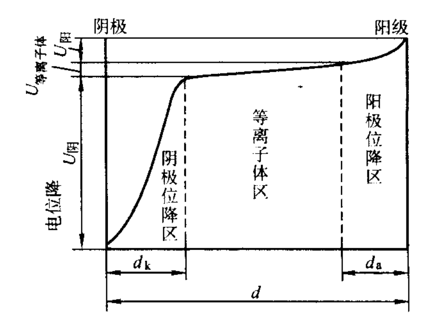


图 3.5-5　弧光放电的各区分布

d—阴阳极间距离；d_k—阴极位降区厚度；d_a—阳极位降区厚度

2）弧光放电的类型

① 热电子发射引起的弧光放电。由于正离子轰击阴极，使阴极温度升高到足以产生强烈的热电子发射。特别是阴极上的狭缝，小孔在离子轰击时容易过热，极易从辉光放电转变为弧光放电。热电子发射与二次电子不一样，数量多，空间电阻小，直接相当于短路，电压突然下降，产生弧光。另外，若阴阳极先接触，加电压后把两电极分开，在分开过程中接触处发生局部过热，也引起弧光放电。以上均为自持热阴极弧光放电。当采用高熔点金属如 W、Mo、Ta 等难熔金属，加热到很高温度时，可以发射出热电子，利用空心阴极效应，即两阴极相距十分近时，阴极的负辉区重叠，电子在中间往复振荡，产生大量正离子，同时正离子被加速轰击极板产生热电子发射，产生弧光，这种形式的弧光放电为空心阴极弧光放电。

② 场致电子发射引起的弧光放电。当阴极温度较低时，阴极自身难以发射电子，这时如果在阴极表面或附近形成很强的电场，在强大的电场作用下，阴极表面的电子被电场拉出表面，这种现象称为场致电子发射。

有两种主要因素可以产生场致电子发射。第一，阴极表面存在绝缘层。在阴极表面由于绝缘层的存在使正电荷容易在表面附近堆积，当电荷累计到一定程度后，使局部电场强度增加，产生场致电子发射。第二，阴极附近局部出现高密度空间电荷层。

场致电子发射时，出现了电子发射中心即阴极斑点，并伴随局部气体的蒸发引起局部高气压。阴极斑点发射的电子在强电场的作用下，经过很短距离的加速就有足够的动能，局部的高气压使自由程变短，电子容易碰撞气体使气体发生大量的电离，而电离产生的大量正离子则在阴极前堆积可以再次建立起强电场，维持场致电子发射，因而维持了弧光放电。这种弧光放电又可以称为自持冷阴极弧光放电。

辉光放电时，如果工件表面存在绝缘层，放电电流密度越大，正离子越容易在绝缘层上堆积，因此越容易转变成弧光放电。在工件孔洞、沟槽处，由于离子的聚集作用，电流密度比平整表面高，因此，在该处容易形成弧光放电。

弧光放电时，阴极斑点处产生强烈的阴极材料气化，在工件表面留下了微小的凹坑，同时气化使堆积的离子层偏离电子发射中心，从而使阴极斑点不断地偏移，造成弧光斑点在工件表面的无定向运动，并容易固定在工件的洞孔缝隙处。所以弧光放电后，在工件平整表面上留下由微坑造成的花纹，而在洞孔缝隙处可能由于弧光持续时间长，因温度升高而使工件局部熔化，这时场致弧光也可能转变成热电弧光。

弧光放电发生需要有初始电弧存在，对于污染物的表面，正电荷累计即可产生；对于洁净的表面，有两种主要的方法可以产生初始电弧，一是接触短路并快速使接触点分离，二是瞬间高压击穿如采用连续的高压脉冲等。弧光放电

要靠大量正离子在阴极前堆积才能维持，因此将电源中断一下就可以熄灭电弧。

(5) 电磁场中的气体放电

若在放电空间加上磁场，放电空间中的电子就要围绕磁力线作回旋运动。其回旋半径为 mv/eB，m 为电子质量，v 为电子速度，e 为电荷，B 为磁场强度。磁场对放电的影响效果，因磁场和电场的相互布置不同而有很大差别。

在平行平板电极结构中，若磁场方向与电场方向相平行，放电空间的电子被束缚在磁力线周围，一般情况下，放电区会封闭在电极之间，结果，放电更加稳定。基于这种原理，在平行平板型二极溅射镀膜装置中，真空室的周围多设有螺旋线型线圈。但是，在电磁场相互垂直布置的磁控溅射方式中，磁场对放电的影响要显著得多。

由于电磁场相互垂直布置，电极中间的电子除了在与磁场垂直的面内，以 $\omega = eB/m$ 的角速度作回旋运动之外，其回旋中心同时以 $\boldsymbol{E}\times\boldsymbol{B}/B^2$ 的速度进行漂移。结果，电子的运动轨迹为一圆滚线。因此，电子在电场方向上，每单位距离内，与中性气体分子相碰撞的次数增加，增强了电子碰撞电离的效果。这样，对我们所关心的气体放电，至少有两个明显的效果：一是可以降低起辉电压；二是降低了放电气压。即使在原来不能维持辉光放电的低气压（例如 10^{-2} Pa）下，也能维持辉光放电。

1.2.3　带电粒子与表面的作用

来自辉光放电阴极暗区的高能正离子在阴极位降区一个自由程里可获得 1～1 000 eV 的能量，远高于通常热运动粒子能量。带电粒子轰击阴极表面将发生一系列作用，如图 3.5-6 所示。

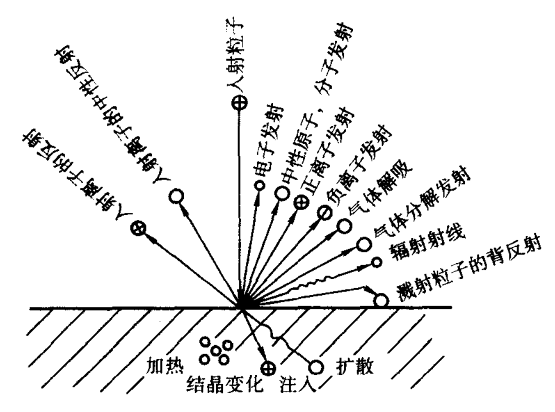


图 3.5-6　带电粒子与固体表面的作用示意图

在图 3.5-6 中，具有一定能量的带电粒子与阴极表面可能产生的效应有二次电子发射、中性粒子、正离子、负离子、中性原子、气体解吸与分解、入射离子反射、光子和 X 射线辐射、被溅射粒子的返回背散射、加热基体、产生晶格缺陷、引起材料内部扩散和离子注入等多种，但并不是所有效应都能同时出现的。这里主要介绍以下几种。

1) 二次电子发射　气体放电中的荷能粒子碰撞阴极使之逸出电子的过程，叫作二次电子发射。一个击中阴极的正离子，所引起的二次电子发射数，叫作正离子二次电子发射系数。二次电子的发射系数与阴极材料、气体电离能、电场强度和气压有关。二次电子发射是维持辉光放电进行的必要条件。

2) 阴极溅射　阴极溅射是发生在异常辉光放电下一个很实用的主要物理现象。一般认为：一个被阴极位降加速的高能正离子碰撞晶格中原子时，除造成二次电子发射外，还将动能传给表面原子，使表面原子脱离表面的束缚形成溅射原子或离子。一个入射粒子溅射出的平均粒子数为溅射系数。溅射系数与入射粒子的原子序数、能量、气压、靶材等参数有关。应该注意的是，并不是粒子的能量愈高，溅射系数愈大，对于一定的入射粒子和靶材组成的体系，在合适的能量下，溅射系数最大。另外，不同入射方向的溅射产额也不相同。

3) 加热阴极　带电粒子与阴极碰撞，除产生溅射等效应损失能量以外，剩余的能量绝大部分都传递给了阴极，引起阴极升温。同时位于等离子体中的其他粒子也与固体表面作用，也将引起温度升高。温度的升高有利于扩散的进行，也有利于组织形成，如果需要对阴极的温度进行控制需有冷却装置。

2　等离子体化学热处理

由上一节可知，低气压的稀薄气体在进行辉光放电时将形成低温等离子体，等离子体中的带电粒子正离子对阴极将产生很多作用，其中主要作用之一是加热阴极。如果将工件作为阴极，在低气压的真空条件下，产生辉光放电，工件表面在辉光放电的作用下将被加热。等离子体化学热处理就是利用这一原理进行的。在等离子体化学热处理过程中，辉光放电的介质选用含有欲渗的元素的气体，在辉光放电的作用下，气体中的欲渗元素的原子或含有欲渗元素的自由基被离化，形成正离子，在电场作用下，这些正离子被加速到工件表面，一方面起到加热表面的作用，使工件表面的温度达到处理温度，另一方面这些离子具有很高的活性，可以作为活性物质渗入工件表面，从而形成表面合金化层。

采用不同成分的气体可以在金属表面渗入不同的元素。和普通化学热处理相同，根据渗入元素的不同，有离子渗氮、离子渗碳、离子碳氮共渗、离子渗硼、离子渗金属等等。

2.1　等离子体化学热处理的基本原理

等离子体化学热处理是在低气压下进行的，其基本原理包括介质中的过程、界面过程和材料内部的扩散过程。下面以氨气直流等离子体渗氮为例进行介绍。

2.1.1　等离子体化学热处理的基本过程

图 3.5-7 是常用的等离子体渗氮装置简图。把工件 11 放置在托盘上，盖上真空室钟罩 6，由真空泵 22 进行抽气，直至真空室内气压达到 1.33 Pa 以下，然后通过进气管 9 通入氨气至气压 66 Pa 后，接通直流电源 23，在阴极 13 与阳极 12 之间施加直流电压，由零逐渐加大至某一值后，炉内工件表面突然出现辉光，逐渐增加外电压，工件表面逐渐被辉光所覆盖，直至整个阴极表面完全被辉光覆盖后，进一步增加两极间电压，辉光亮度增加，工件温度上升，直至所需要的加热温度，并把炉内的气压和电参数调整至工艺要求值，开始正常渗氮过程。直至保温终了，切断电源，处理完毕。

2.1.2　等离子体化学热处理的基本原理

(1) 等离子体化学热处理的加热

由上述等离子体化学热处理过程可知，辉光放电为化学热处理的加热源和离子提供源。采用的辉光放电不是在正常辉光放电区，而是在异常辉光放电区。如图 3.5-2 所示，在正常辉光放电区，辉光放电的能量较低，电源功率的加大仅用于使辉光在阴极表面铺展，而产生辉光区域的电流密度未发生变化。当进入异常辉光放电区后，电流密度随电压的提高而提高，因此，阴极表面接收的能量密度也在提高，从而使阴极的温度提高。辉光放电等离子体区和阴极表面的温度分布如图 3.5-8 所示。其中Ⅰ区是阴极工件内部的温度，Ⅱ区是工件表面被加热区的温度，Ⅲ区为表面区附近气体的温度，Ⅳ区为炉壁附近气体的温度，Ⅴ区为炉壁的温度。

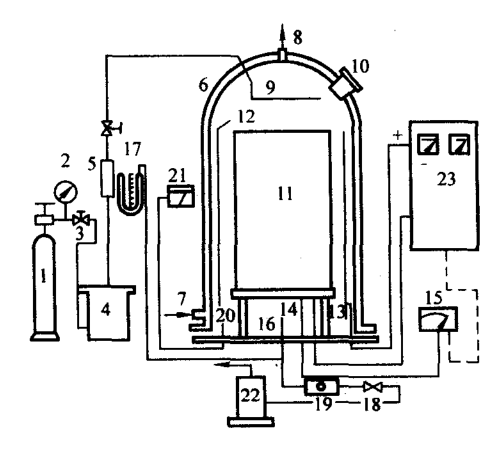


图 3.5-7　等离子体渗氮装置示意图

1—氨气瓶；2—氨压力表；3—阀；4—干燥箱；5—流量计；6—钟罩；7—进水管；8—出水管；9—进气管；10—窥视孔；11—工件；12—阳极；13—阴极；14—热电偶；15—温度仪表；16—出气管；17—真空计；18—阀；19—阀；20—真空规管；21—真空计；22—真空泵；23—直流电源

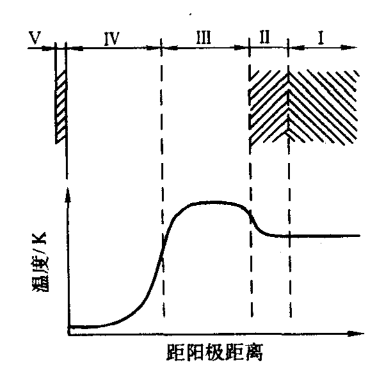


图 3.5-8　辉光放电时等离子体区和阴极表面的温度分布

I—工件心部温度；II—工件表面温度；III—加热了的气体区的温度；IV—冷气体区的温度；V—冷的炉壁

在像离子渗氮等较低温度进行的等离子体化学热处理过程中，辉光放电对阴极工件表面的加热足以使工件保持适当的温度进行扩渗处理，但对于离子渗碳等较高温度的化学热处理过程中由于需要扩渗的温度较高，仅靠辉光放电难以保持工件的温度，因此一般需要采用辅助加热设施。

(2) 等离子体化学热处理的介质中的反应

在等离子体中存在着多种反应，其反应式如式 (3.5-8) ~ (3.5-11) 所示。可见，辉光放电过程中，在等离子体中存在多种自由基。由于电子的电离作用使这些通常情况下需要很高温度才能形成的自由基在较低温度下即可形成，由于这些自由基带有一定的电荷和具有一定的能量，因此为渗入提供了大量的活性粒子。

同离子渗氮一样，采用甲烷和氢气混合气体进行离子渗碳时，同样可以获得大量的自由基和活性物质。等离子体中存在着以下反应：

$CH_4 \leftrightarrow CH_4^+ + e$　　　$CH_4 \leftrightarrow CH_3^+ + e + H$

$CH_4 \leftrightarrow CH_3^- + H^+$　　　$CH_3^+ \leftrightarrow CH_2^+ + H$

$CH_2^+ \leftrightarrow CH^+ + H$　　　$CH^+ \leftrightarrow C^+ + H$

$CH^+ \leftrightarrow H^+ + C$　　　$C + C^+ \leftrightarrow C_2^+$

$C \leftrightarrow C^+ + e$　　　$C_2^+ + e \leftrightarrow C_2$

$CH_3^+ CH_3^- \leftrightarrow C_2H_6$　　　$C_2H_6 \leftrightarrow C_2H_5^+ + e + H$

$C_n^+ + e \leftrightarrow C_n$ $(n = 3 \sim 20)$　　　$C_2H_5^+ \leftrightarrow C_2H_4^+ + H$

$C^+ + H \leftrightarrow C_nH^+$ $(n = 1 \sim 20)$　　　$C_2H_4^+ + e \leftrightarrow C_2H_4$

$H \leftrightarrow H^+ + e$　　　$C_2H_4^+ \leftrightarrow C_2H_3 + H$

$C_2H_3^+ \leftrightarrow C_2H_2^+ + H$　　　$H^+ + H \leftrightarrow H_2^+$

$C_2H_2^+ + e \leftrightarrow C_2H_2$　　　$H_2 + H \leftrightarrow H_3^+$

在离子渗碳过程中将会类似于离子渗氮，以正离子和受碰撞后的高能量的活性碳原子为离子渗碳时活性物质的来源。

在电场作用下位于阴极位降区的 C^+、CH_j^+ 等离子将以很大的速度向阴极运动，并冲击阴极表面，当其能量丧失以后吸附于阴极，释放活性原子，形成活性碳的第一种来源。

在等离子体气氛中，还可以分解出中性的碳原子，这些碳原子将受到快速运动离子的碰撞，以很大的速度冲击试样表面并被吸附在试样表面上，形成活性碳的第二种来源。

从图 3.5-4 的空间电荷的分布和粒子的分布情况可以看出，在阴极位降区附近主要发生的是电子雪崩的形成和正离子加速运动的过程。电子雪崩形成时将碰撞中性粒子而产生正离子和新的电子，因此中性粒子的数量将有所减少；在正离子形成区，电子和正离子的运动速度都很快，碰撞复合的机会很少，中性粒子的数量将低于等离子体区，因此在离子渗碳过程中受碰撞而具有很高能量的中性碳原子的数量将不会很多。

离子渗碳的另一种活性原子的来源是慢速中性碳原子，这些中性碳原子主要形成于等离子体区，由于它本身为电中性，不受电场的作用，因此在整个空间的分布是均匀的。在阴极位降区，这些慢速中性碳原子中的一部分受到碰撞而电离，而另外一部分将仍保持慢的运动速度，它的存在也将会为离子渗碳提供活性物质。有关慢速中性粒子的渗碳能力可以通过阳极上的渗碳效果体现出来。从辉光放电的各区组成可知，在阳极区，电场作用只能使负离子和中性粒子进入，因此可以排除阴极位降区的正离子和快速中性粒子的作用，而只考虑中性粒子的作用。

从以上分析可知，离子渗碳过程中的活性物质的来源有三种，由于中性粒子特别是慢速中性粒子要具备渗碳能力需有一定的浓度，这在富化气氛成分含量很高的情况下很容易实现，而在富化气氛含量低的介质中，由于分解出的中性粒子很少，这时如果要使阴极形成渗碳层，主要依靠正离子的作用。

(3) 等离子体化学热处理的界面反应的机理

1) 等离子体渗氮机理　对于等离子体化学热处理的机理，目前还没有统一的解释，被广泛接受和引用的是 J.Koibel 对离子渗氮提出反应阴极溅射模型，如图 3.5-9 所示。

离子渗氮时，以氮气和氢气的混合气体为工作气体。在低压真空炉膛内，由于炉壁（阳极）和被处理工件（阴极）之间的直流高压引起辉光放电，所加电压在距工件表面数毫米前的空间显示出电位的急剧下降，形成阴极位降区。在该区，输入炉内的稀薄氮气和氢气在碰撞过程中被电离，正离子向工件表面强烈加速，轰击工件表面，产生如下过程。

① 加热。离子轰击表面，并渗入到最表面的原子层中时，离子多余的动能转换为热能使工件加热。因此，离子渗氮时可以不需要外部加热。

② 溅射。离子轰击产生表面原子溅射，并形成约 0.05 mm 深的位错层。它对氮的扩散起了有利作用，改变了氮原子在表层的吸收和扩散机构。同时，溅射作用使工件表面得到净化，特别是氢离子对净化工件表面的作用非常明显。

③ 凝附。溅射出来的铁原子与离子或原子态的氮化合，形成 FeN（含氮 20.05%），吸附在工件表面上，然后迅速分解为氮含量低的铁氮化合物 Fe_2N、Fe_3N 和 α-Fe (N)。此过程

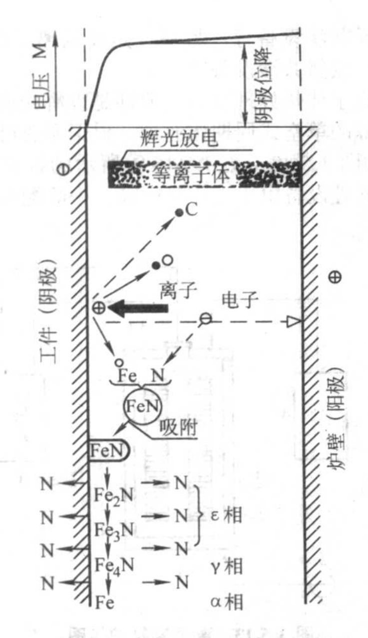


图 3.5-9 离子渗氮反应原理图

中放出的氮，一部分向工件内部扩散形成渗氮层，另一部分返回辉光放电的气体中重新参加反应。由于被溅射的铁原子成为有力的"氮载体"，并且凝附在工件表面的 FeN 的氮量很高，因此，提高了工件表面的氮势。

由于上述过程的相互作用，工件表面获得相应的渗氮层。

徐冰冲等提出了离子碰撞离解产生活性氮原子的理论，认为在 N_2、N_2+H_2、NH_3 气氛中辉光放电等离子体中的正离子（N^+、H^+、N_2^+、NH_j^+ 等），被电场加速，碰撞中性粒子产生了大量活性氮原子，尤以碰撞 N_2 分子贡献最大。其次是超过离解能的 N_2、NH_j 及少量 N_2^+、NH_j^+ 彼此或与阴极碰撞瞬间，自身产生的活性氮原子。此外还有极少数的 N^+ 转荷、高能电子离解 N_2 分子得到的高速氮原子等。这些碰撞离解出的大量氮原子迅速富集于阴极表面，提供了极高渗速。

2）等离子体渗碳机理　对于离子渗碳提出的理论主要集中在提高碳势、表面过热和表面相变上，试图以表面的碳浓度的提高来解释离子渗碳过程。

在等离子体中，电子的碰撞大大加速了烷烃分解，提高了分解率。在电场中、高温下，形成的由一系列碳/氢化合物和不稳定原子团（如 CH_3、CH_2、CH 等碳-氢基）分子氢、原子氢、游离碳和它们的离子以及电子组成的等离子体。

正离子和经碰撞激活的分子一起形成朝向工件的活性粒子流。离化激发的碳－氢基被工件（阴极）吸附，并析出碳，饱和了钢表面层的奥氏体。高的碳传输能力，正是这些碳氢基极大吸附速度的表现。等离子体中的氢还原和清除了工件表面的钝化膜使之更加活化，又加速了表面反应，进一步提高了表面碳浓度。瞬间建立的高表面浓度和浓度梯度，也使碳向内部的扩散过程大大提前和加速了。

这些理论中提出，等离子体状态的物质组成中含有足够多的活性碳，不受气体渗碳时气相反应动力学的限制，可以提供到表面大量的活性物质，并认为，离子轰击的溅射作用使材料表面得到清洁，特别氢离子有对表面氧化物的清除与还原作用，是很有价值的。

在详细研究等离子体渗碳的表观过程和渗碳层的形成时发现。在选用甲醇作为稀释气体，乙醇作为渗碳富化气体对 20 钢进行离子渗碳处理时，富化气氛含量的多少，决定了气氛提供活性碳原子的能力。当富化气氛含量高时，试样表面容易形成碳黑，当富化气氛含量低时，可能发生脱碳，这一点离子渗碳同普通气体渗碳相同。当甲醇与乙醇体积比为 10:1 时试样表面发生了脱碳；随乙醇含量提高，试样表面形成渗碳层，且渗碳层逐渐由不均匀到均匀，若进一步提高乙醇含量，试样表面就沉积出炭黑，在辉光放电时，有打弧现象发生。

在接近于脱碳时的处理条件下进行渗碳，渗碳部位以离散的核心形式首先发生在特殊区域，这些区域是棱角处、晶界处以及合金元素富集处。随离子渗碳时间的延长，这些核心长大或产生新的核心，并联合最终形成均匀的渗层。图 3.5-10 为离子渗碳形成的初始核心的扫描电境照片，图 3.5-11 为渗碳核心的界面组织，可见核心的形状为半球形。

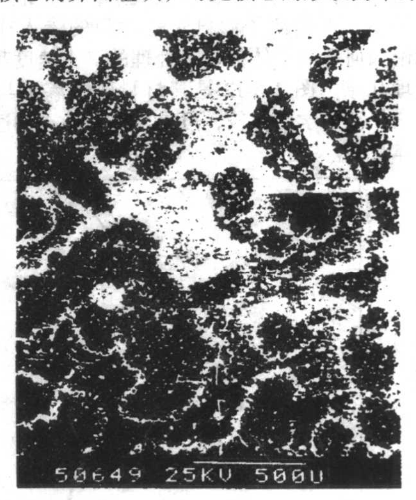


图 3.5-10 离子渗碳的表面渗碳核心

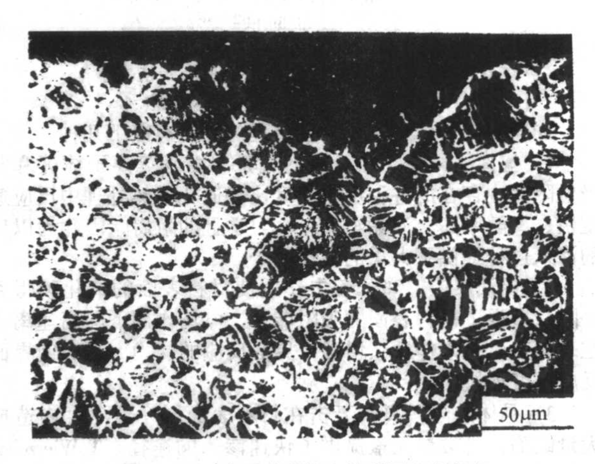


图 3.5-11 离子渗碳核心的截面金相组织

离子渗碳的渗碳能力极强，即使在接近脱碳的富化气含量下渗碳，活性碳原子的渗入也可以先在个别点状区域进行，且核心的中心部位碳含量很高。随着离子渗碳时间延长，这些区域逐渐增加和扩大，最终覆盖整个试样表面。当气氛所提供的活性碳原子不能及时被试样表面所吸收时，就在试样表面形成炭黑。富化气含量的减少使核心数量减少，覆盖整个表面的时间延长。

研究发现，表面区域由于离子轰击作用形成大量的缺陷，对加速扩散有很大作用。

（4）等离子体化学热处理的扩散

当活性原子渗入金属表面后，将发生向内部的扩散过程。从对渗层生长的动力学研究上，普遍认为，渗层增长速

度快于普通气体化学热处理。

离子化学热处理的动力学过程包括表面浓度增长动力学和渗层增长动力学。表面浓度增长动力学反映了物质传递情况，即气氛提供活性原子的能力，而渗层增长动力学反映了渗入元素在被渗合金中的扩散过程。渗层增长动力学反映的是渗层深度变化与时间的关系，与其相关的因素是表面的浓度，被渗元素传输性能及其在金属内部扩散性质等。这些因素归纳起来也就是表面状态和金属内部状态对渗入及扩散过程的影响。

对于离子渗氮时表面氮浓度的增长和离子渗碳表面浓度增长动力学的研究表明，随时间增长，浓度增加，并最终达到饱和浓度。对离子渗氮层的生长动力学研究结果表明，表面化合物层的增长，不符合抛物线关系，而扩散层的增长符合抛物线关系。说明离子渗氮对短时间的渗入速度提高较快。但无论如何等离子体化学热处理的渗入速度都超过普通化学热处理几倍。图3.5-12是某材料离子渗碳与普通气体渗碳渗层增长动力学的比较，可见，离子渗碳的速度明显高于普通气体渗碳。

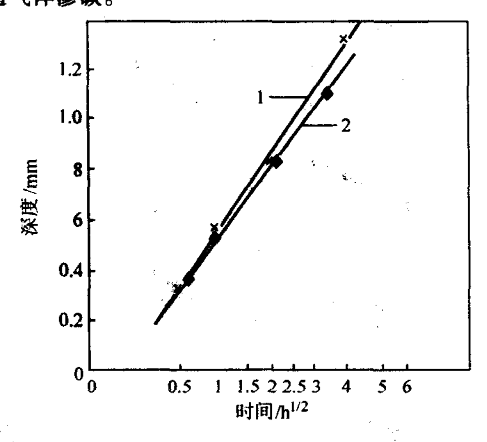


图3.5-12　860℃离子渗碳时渗层增长动力学
1—离子渗碳；2—普通气体渗碳

加速等离子体化学热处理过程的机制有以下几种。

1）等离子体化学热处理的气氛　由于等离子体区和阴极位降区中存在的各种反应速度比普通化学热处理中反应速度快、离解率高，消除了反应动力学上的阻碍，因此为以后的渗入过程提供了大量的活性原子。

2）界面反应　离子轰击作用使材料表面的氧化膜得到去除，增强了材料表面的吸附能力，电场作用下的高速离子在表面产生注入作用，增强了界面反应的能力，从而使界面反应速度加快。

3）晶体缺陷　离子轰击在材料表面层一定深度内造成大量缺陷，为被渗元素提供了快速渗入的途径。T. Wierzchon研究了在辉光放电中加热的单晶钼的位错密度与距表面距离的关系，可见在表面区域位错密度提高了9倍。

（5）等离子体化学热处理的特点

与其他方法相比，等离子体化学热处理具有一系列优点：①元素渗入速度快，在很大程度上节约了能源的消耗，并且减少工件的变形度；②工艺参数可以方便地进行调节，使渗层的成分、结构得到方便的控制；③辉光放电的特点使整个工件渗碳层均匀，表面光洁，可以用机械屏蔽达到对非硬化层的防渗效果；④简化外围设备，不需要气体发生装置；⑤改善了工作环境，减少了环境污染。

2.2　等离子体化学热处理设备

按离子热处理设备所适用的工艺温度范围，可以将其分为两类：一类是低温离子热处理设备，如离子渗氮和以渗氮为基础的多元共渗设备等，另一类是高温离子热处理设备，如离子渗碳、碳氮共渗设备等。

低温等离子体热处理设备一般都是以辉光放电等离子体作为惟一热源的单室式周期作业炉，根据需要可以设计成如图3.5-7或如图3.5-13～图3.5-16等所示的各种形式。高温等离子体热处理设备由于工作温度高，一般配有辅助加热设施。

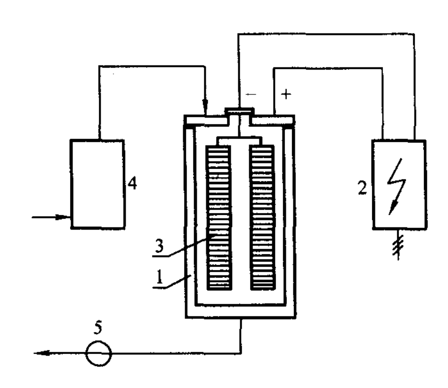


图3.5-13　离子渗氮炉简图
1—炉体；2—直流电源；3—工件；4—气体流量计；5—真空系统

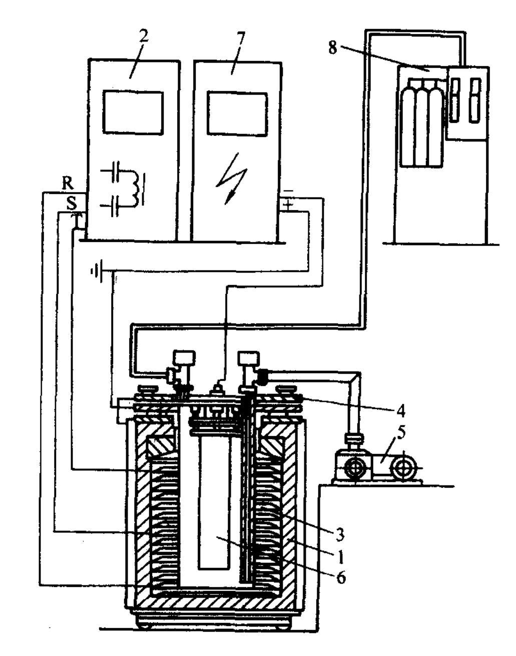


图3.5-14　带辅助加热的等离子体热处理炉
1—电阻加热炉；2—电阻加热炉电源；3—真空室；4—炉盖；5—真空系统；6—工件；7—晶闸管直流电源；8—气体供应系统

等离子体化学热处理设备一般由真空系统、真空室、气体供给控制系统、气压测量系统、温度测量系统和电源系统构成，对于高温处理设备，还配有辅助加热系统、辅助加热电源，对于双室渗碳炉还有淬火室和相应的运动执行机构组成。

等离子体化学热处理工作的真空度一般为100～1 000 Pa，真空系统不需要高真空机组，一般采用一级机械真空泵即可满足系统真空度和排气的要求。

真空室的大小根据工件的尺寸、形状和装炉量等设计，室壁为双层带冷却水的结构。一般阴极摆放工件，与供电电压的负极相连接，阳极可以直接采用炉壁，也可以设置单独电极接地。

气体供给装置根据需要安装合适的流量计和控制系统，如果气体含有水分，在进气管路上需要有气体干燥装置。

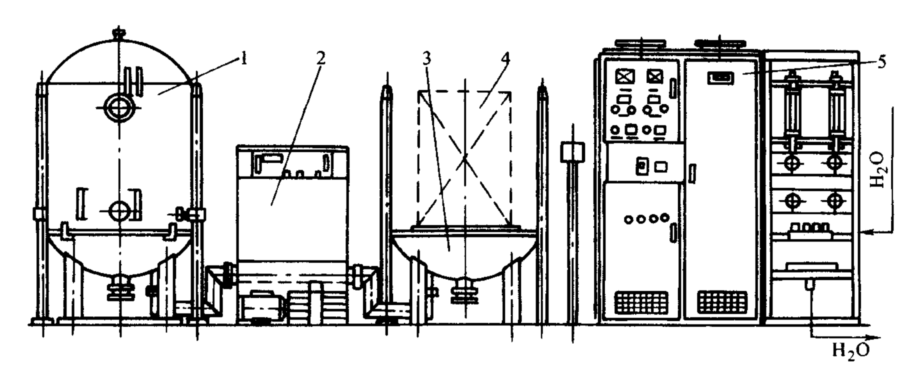


图 3.5-15　钟罩式等离子体渗氮炉

1—炉体；2—真空系统；3—炉壁；4—工件；5—控制柜

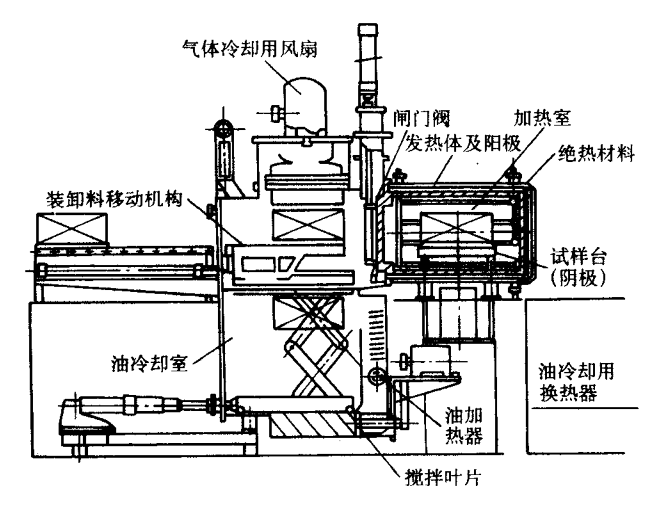


图 3.5-16　等离子体渗碳炉

气压检测系统根据工作量程选择合适的真空规管和配套的真空计。

温度测量系统是热处理的关键。离子炉的测温、控温效果及温度均匀性，对热处理质量是至关重要的。由于工件的温度，来源于等离子体中高能粒子对工件表面的碰撞，工件表面与其附近空间温差很大。炉里没有一般热处理那样的均温区，又加上工件带有负高压电位，更给测控温度带来了困难。受几何因素、散热、生热条件不一的影响，工件彼此之间、一个工件不同部位间温度不均，尤其在工艺过程初期，甚至可能相差近百度。测温的方法主要有热电偶测温和光学温度计测温。热电偶测温是要考虑如何能快速反映炉温的变化，并能代表工件的温度。另外，由于工件带有负高压，应考虑如何避免将高压传递给仪表。光电温度计测温可以消除高压漏电的隐患，但由于炉内的等离子体气氛和观察窗玻璃对光的吸收和影响，需进行标定。在温度均匀性方面，主要靠工件的摆放和/或附加辐射屏的方法改进。

等离子体化学热处理的供电系统早期为直流电源，工作电压一般在 0～1 000 V，电流根据负载的大小设计，一般为晶闸管整流电源。由于直流辉光放电容易产生打弧而形成弧光放电，烧伤工件，对大功率的电源灭弧难度很大，后来大多采用直流脉冲电源。采用脉冲电源后，由于电源自动过零，不仅减少了灭弧的难度，而且对深孔和狭缝的处理变得容易，另外，脉冲电源更易实现微机控制。

辅助加热系统是为保持高温化学热处理的温度，弥补辉光放电功率不足而增加的，一般直接在真空室内部安装辅助加热器。但由于真空中等离子体的存在或较高电压引起辉光放电，辅助加热器的工作模式一般为大电流低电压。

2.3　等离子体化学热处理工艺

2.3.1　离子渗氮

当辉光放电的介质采用含氮气体时，即可进行离子渗氮。一般介质采用干燥的氨气或氮气与氢气的混合气体。

(1) 离子渗氮的特点

与普通气体渗氮比较，离子渗氮有如下特性。

1) 渗层组织易于控制。可以通过对离子渗氮气氛组成、气压、流量、放电参数和温度、时间的调控，获得期望的组织结构。如易于得到高硬度、耐蚀的单相 ε 化合物层，高韧性的单相 γ′化合物、或无化合物渗层。由于其脆性低变形小，又往往可不经磨削直接使用。

2) 渗速高。等离子体不仅供氮能力强，而且使表面活化，产生加速吸收与扩散的缺陷，因而比普通气体渗氮快，特别是在渗层较浅情况下。如 38CrMoAl 钢要求渗层 0.5 mm，硬度高于 900HV 时，离子渗氮 15 h，气体渗氮则为 50 h。

3) 节能、节气。因为离子渗氮的渗速快、周期短、能量利用率高，则必然比普通气体渗氮能耗低。如处理磨床主轴，5 炉平均节电 28%。离子渗氮的气压相当于普通气体渗氮的百分之一以下，因而大量节约 NH_3 或 N_2、H_2 气体。

4) 适用多种材料。离子渗氮不仅可用于含 Cr、Al、V、Ti、Mo 等低中碳结构钢、热作模具钢、高合金工具钢，而且由于气氛的高活性和去钝化效果还可处理球墨铸铁、不锈钢、耐热钢、钛合金等。

5) 工艺温度范围宽（460～600℃），无污染与公害。

其缺点是：不同尺寸和重量的工件混载处理时，容易产生温度及渗入效果的不均，难以精确测控温度，设备复杂、一次性投资较大等。

(2) 渗层组织结构与性能

离子渗氮与普通离子渗氮工艺在渗层组织结构、性能上没有本质的不同。差异仅在于构成组织的相成分和相对量，化合物层厚薄和致密程度及 γ′相在扩散层中的分布等。比如普通气体渗氮就可以得到 ε + γ′复相化合物层，改善了零件耐磨、耐疲劳和抗蚀性。但因表面氮浓度高，工艺后期需降低氮势和退氮，往往最终得到粗晶多孔的化合物层，致密性差、脆性高。而离子渗氮却可以通过改变工艺参数、减少 ε 相含量得到 γ′相为主或 γ′单相化合物层。渗层表面氮含量低、分布平缓、与基体结合牢固、渗层致密、韧性高。

离子渗氮的化合物层中 ε 相和氮含量偏少，因而硬度略低。但离子渗氮可以调控化合物层 γ′相比例和氮浓度，得到理想的硬度分布。如改变渗氮温度、气氛组成可以得到不同硬化效果。碳素结构钢和渗碳钢（含碳 0.15%～0.6%）、灰铸铁，离子渗氮后化合物层薄，硬化效果不高。一般表面硬度 300～500 HV；离子渗氮后的球墨铸铁硬化效果比常规工

艺好；化合物层5～15 μm（总渗层0.1～0.3 mm）时表面硬度540～580 HV；铬钢（40Cr）渗层硬度较高，化合物层4～8 μm（总渗层0.4 mm）表面硬度500～700 HV；轴承钢化合物层1～4 μm（总渗层0.1 mm），600～800 HV。CrMo钢化合物层4～8 μm（总渗层0.2～0.5 mm），500～800 HV。含Al和氮化物形成元素的钢种，硬度更高，分布也平缓；W18Cr4V钢只可得到0.02～0.10 mm纯扩散层，表面硬度可达1 100 HV以上，而且直至600℃不降。热加工工具钢应得到较薄（4～6 μm）化合物层和0.2～0.3 mm总渗层，硬度为650～850 HV，耐热、耐蚀、耐酸钢一般需有0.1～0.15 mm扩散层方可兼备耐磨与耐蚀性，其硬度900～1 100 HV。

离子渗氮明显提高抵抗滑动摩擦性能。足够厚的单相γ′或ε化合物层，表面硬度高、氮浓度高，混合相层中ε比例大，都降低摩擦系数和材料的咬合倾向，提高在高压应力下的粘附磨损抗力。45钢、40Cr钢离子渗氮得到不同化合物层组织，其耐磨性从好至坏排列为（ε+Fe_3C）→ε→γ′→（ε+γ′）。

普通渗氮工艺的缺点是渗层脆性较大。渗层脆性程度受钢种、化合物层相结构与成分、渗层厚度、硬度与分布、渗层是否致密、有无网状脉状组织等缺陷影响。较之普通气体渗氮工艺离子渗氮渗层致密，可调节渗层结构与成分，得到塑性韧性较好的渗层。

离子渗氮明显地提高钢的疲劳强度。

ε相比γ′相、ε+γ′相化合物层化学稳定性高、耐蚀性好。在工艺上则应力求增加渗层中富氮的ε相，得到足够厚的单相ε化合物层。

（3）离子渗氮工艺

离子渗氮工艺参数决定了工艺效果，即渗层深度和组织、性能。渗氮气氛（成分、流量、气压）、放电参数主要影响化合物层的形成和特性，渗氮温度和时间还对扩散层深度、组织性能产生影响。

1）渗氮温度　渗氮温度主要影响渗入的速度，还决定了渗层深度、表面硬度、化合物层相结构、零件的变形等等。离子渗氮不像普通工艺那样受到氨分解能力及调节分解率困难的限制。因而可以在更宽广的温度范围即400～590℃，综合材质、渗层深度、硬度、心部硬度、零件结构精度等具体因素选定工艺温度。

温度过高容易形成ε相，使扩散层增厚；含Cr、Al钢极易出现网状、脉状组织、渗层变脆；温度过高还使氮扩散速度加大，渗层浓度偏低，合金氮化物与基体共格破坏甚至聚集长大，将使硬度下降分布平缓；还会降低材料屈服强度，受渗前未消除的残余应力加上渗后的表面压应力、热应力作用，使工件失去精度。

较低温度渗氮维持了心部强度、表面状态好、硬度高，对工模具尤其重要。温度低于450℃渗层极薄、含氮少、不易析出共格合金氮化物、硬度偏低。

一般将渗氮温度选在工具钢回火温度、结构钢调质回火温度以下30～50℃。

2）渗氮时间　含氮等离子体的极高活性迅速提供了大量与金属表面有极强反应能力的氮原子，致使在短时间（<30 min）内就可使渗层达到要求的浓度和硬度，渗氮时间取决于对渗层深度的要求。

离子渗氮时化合物层与时间不遵循抛物线规律，短时间内增厚与时间的平方根近似成正比，但一般在4h以后增厚速度变得缓慢，甚至不增厚，而扩散层的增厚遵循抛物线规律。

离子渗氮短时间即可达到足够硬度，时间延长、渗层增厚，浓度及硬度基本不变，但硬度分布趋于平缓。时间过长组织粗化，或许硬度略有下降。为此高速钢切削刀具一般只保温10～60 min，得到硬度高、韧性好的纯扩散层。结构钢得到渗层0.3～0.4 mm时，渗氮<20 h已经足够了，接触应力大的零件，可适当延长渗氮时间，不过因渗层增长缓慢，大于40 h与普通气体渗氮则相差无几了。

3）渗氮气氛　离子渗氮时常用多种气氛，如直通NH_3、分解NH_3（75%H_2、25%N_2）和不同比例的N_2+H_2。钢在不同气氛中渗氮后表面氮浓度和化合物层相组成是不同的。

直通NH_3，尤其当分解率低时H_2比例小，许多钢都得到γ′+ε复相层，性能较脆。在炉内由于进气、出气口分解率和吸热不同，会引起温度、成分、电流、渗层分布不均。直通NH_3还难以调控氮势和渗层组织。只是使用较方便，工艺成本也低。用分解氨，氢分压高，利于γ′相形成，避免了直通氨引起的上述缺点。纯铁和45钢可得到高韧性单相γ′化合物层，其他钢以γ′为主复相层。用N_2+H_2便于调节气氛氮势，取得良好的化合物层。大量的氢离子不仅冲击活化了钢表面、加速氮向内部扩散，还造成碳的溅射而贫碳，促进γ′相形核，甚至经溅射使ε相分解。

气氛对渗层深度也有影响。γ′、γ′+ε化合物层随气氛氮含量提高而增厚。气氛对有化合物渗层的扩散层则影响不大。高温长时间在高氮气氛中渗氮，化合物层ε相含量和厚度增长，反而减少扩散层厚度。无化合物层时，2Cr13、38-CrMoAlA等将随气氛中氮增加，扩散层明显增厚。

4）气氛压力与流量　气氛压力有一最佳值，温度升高，气体密度下降，气压最佳值升高。气压对化合物层比对总渗层影响更大。低于最佳气压需更高电压维持温度，这时溅射效应大、化合物层薄，γ′相增多。气压过低还因辉光包围不全，造成工件温度不均。高于最佳气压，氮原子自由程短、大量结合成氮分子而降低了氮势，化合物层也薄，对扩散层深度几乎没有影响，只是这时在不同极间距处电流分布不均现象加重，辉光局部集中则温差大。

因气压上升使电压下降、电流加大，散热也随气压上升而加剧，功率明显增长。所以人们把气压作为调节放电特性的基本工艺参数之一。在不得不使用大幅度脉冲式变动气压的离子渗氮法时，必须同步精细调节电压和电流大小。生产中往往固定流量变更抽速以得到预期的气压。然而形状复杂、带小孔、窄槽的零件，应在更高气压下渗氮，才可使辉光完全覆盖住内表面，并不出现空心阴极效应。

气压与流量是相关的工艺参数。保温期控制流量不仅决定了气源消耗、炉压高低和稳定性，还决定了温度及渗层均匀性。流量过低使供氮不足、硬化效果差、还造成气压不均、电流、温度及渗层不匀。流量太大不仅浪费气体和电能，一定压力下必定加大流速，还易造成气体游离而出现弧光放电。流量过大、流速太高、气体迅速穿膛而过，孔、槽部位缺乏新鲜气体，甚至使渗氮无效。生产中一般都是合理过量供气，并且常用适当降低排气速率、提高气压或同时减小流量与抽速的方法控制流速。

5）放电参数　单一放电热源的离子渗氮炉维持一般钢的渗氮温度500～600℃，约需放电功率0.5～5 W/cm^2。实验证明升高电压、加大电流都加速了渗氮过程。

决定冲击阴极粒子速度的电压比决定粒子数量的电流作用更大。气压不变，升高异常放电电压将引起电流同步增长。在较低气压下，加速了升温、加强了溅射清洗过程。高电压下的溅射还使ε分解、ε相形核率减少及化合物层中ε比例下降，甚至脱碳的效果，使化合物层成为单相γ′或形成纯扩散层。不过放电电压太高，使工件局部电流过大而过热烧损。一般都是控制在500～750 V范围内。

放电电流增长使升温速度加快、保温温度升高，化合物层明显增厚。保温阶段的放电电流仅约为升温阶段的1/2～1/4。电流受气压影响很大，保持气压恒定、气流平缓、均

匀，是维持稳定电流和良好渗入效果的必要条件。电流密度分布均匀与否对工件温度及渗层匀匀性作用极大，受装炉状况，即阴极（工件）与阳极间距是否均匀、适当，工件形状及有无辅助电极的影响。放电电流密度一般为0.5～20 mA/cm²，多在0.5～5 mA/cm²范围选择。有完善隔热屏蔽者可以<2 mA/cm²，有辅助加热系统时甚至可在10^{-2}～10^{-1}mA/cm²范围内。

（4）离子渗氮的应用

离子渗氮的特性使之不仅在机床、工具、交通及动力机械中，在轻工、医疗、军事领域获得广泛应用，而且一些无法使用常规渗氮的材料、零件如不锈耐酸钢、耐热钢，钛及钛合金，深孔件，需低温处理件等，也取得了良好应用效果。在各种曲轴、缸套、铝合金压铸模、挤压模、各种成型刀具等方面，取得了显著技术、经济、社会效益。

1）合金钢结构件　中、低碳合金结构钢可以采用离子渗氮。如40Cr、35CrMo、42CrMo等用于某些受磨损和中等以下交变动载荷的零件，常在10%～20%N_2+H_2气氛中510～530℃>20 h离子渗氮，得到以γ′相为主化合物层，总渗层为0.4～0.5 mm，表面硬度可高达550～850 HV、分布也平缓，耐磨损、疲劳强度提高25%～60%。

含铝的渗氮钢如38CrMoAlA等，更适用于在一定温度下承受冲击不大交变动载荷的某些耐磨、耐蚀、表面光洁的精密件，如有代表性的挤塑机织杆与套筒、机床主轴、镗杆、丝杠、柴油机缸套等。它们可在N_2/H_2=2/8气氛或分解氨中，520～560℃，>15 h，渗层要求深者可用两段式（长达35 h）离子渗氮。渗层表面硬度700～1 100 $HV_{0.1}$，深度0.3～0.6 mm，硬度分布平缓、脆性低、变形小。

含Ti的结构钢，钛可与碳和氮形成稳定化合物。弥散分布的TiC可与渗入的氮作用直接转变为TiN，无需Ti原子置换扩散或预先聚集起高浓度。这类钢短时可得较厚、较高硬度的渗层。即使在高温下弥散的Ti化合物质点也极稳定，维持了渗层和基体的高强度。

2）高速钢刀具离子渗氮　由于离子渗氮比气体渗氮得到的渗层脆性低，又可以进一步提高硬度、耐磨性和热硬性，因而较某些刀具的工作效率更高、使用寿命更长。为获得优异的使用性能，用离子渗氮处理高速钢刀具应遵循下述原则：尽可能降低渗前的淬火温度，如低于正常淬火温度20～30℃，韧性要求高者低50℃，以得到细小晶粒。应在低氮势、低气压下，进行低温（480～500℃）、短时（10～40 min）连续渗氮，以抑制ε相出现、化合物层形成。尽力得到硬度高、分布平缓、厚度≤30 μm的纯扩散层。可进行离子渗氮处理的W18Cr4V，M42工具钢，经离子渗氮处理后寿命提高2～3倍。

3）合金钢模具离子渗氮

① 热作模具。离子渗氮渗层的低脆性也适用于模具，特别是热作模具，如塑料模、铝合金压铸模、挤压模等，已有成熟的经验。希望得到带6～10 μm化合物层的0.2～0.3 mm渗层。既具有耐磨、抗冲击、耐热疲劳、较高的高温强度，还具有良好的抗液态金属浸蚀和粘附作用的渗层。

② 冷作模具，粉末冶金成型模和多种冷冲模具经离子渗氮后都有良好应用效果。形状复杂的冷作模具，往往工作在受挤压、弯曲、剪切、冲击、摩擦多种因素综合作用下。直接成型时还要求较高的形状、尺寸精度和粗糙度。若采用低氮势（10%～30%N_2）的N_2+H_2气氛，低温（<530℃）离子渗氮，可以在维持高心部强度的基础上，有效地避免出现脆性的化合物层和脉状、网状组织，得到高的强韧性、耐磨性。

3Cr2W8，5CrMnMo，5CrNiMo，Cr12MoV，3Cr2W8V，H13（4Cr5MoSiV1）等，经离子渗氮处理后寿命提高2～3倍，有的提高10倍左右。

4）铸铁结构件的离子渗氮　离子渗氮处理球墨铸铁、合金铸铁，特别是含Si、Mo、Al者比灰铸铁更好。它可以提高铸铁硬度、耐磨性、耐蚀性和疲劳强度，因而多用于曲轴、缸套、活塞环等结构件，寿命提高两倍以上。

5）不锈耐酸钢结构件离子渗氮　离子溅射去钝化和H_2还原作用，以及高渗入速率，使离子渗氮适用于不锈耐酸钢结构件，如注塑成型机的螺旋送料杆、柴油机气阀等。不锈钢结构件经离子渗氮后，耐磨性、疲劳强度明显提高，一些紧固件抗咬合性得到改善。但因渗氮时表面生成Cr的化合物，使基体中铬减少，耐蚀性下降，但滑动面的耐磨性、抗咬合、抗焊合性提高了。可进行离子渗氮处理的不锈钢有Cr17，Cr25，2Cr13，3Cr13，4Cr13，1Cr18Ni9Ti等，使用寿命成倍提高。

6）钛及钛合金结构件离子渗氮　钛及钛合金也可通过离子渗氮大幅度提高硬度和耐磨、耐蚀性。经离子渗氮的结构件如钛人工骨、骨关节、钛耐蚀阀板、精密机件效果较好。钛合金经离子渗氮后表面形成TiN硬度超过800HV。

2.3.2　离子氮碳共渗

同气体软氮化一样，可以通过离子氮碳共渗来提高表面硬度，通过离子氮碳共渗在金属表面形成以ε相为主、致密无疏松的渗层。它适用于各种合金钢、碳钢、铸铁等。

离子氮碳共渗通常在离子渗氮炉中进行。不过，需要增加引入渗碳气体的装置，在通入渗氮气体（如氨气等）的同时，再通入渗碳气体（如酒精、丙酮、丙烷等），就可以实现离子氮碳共渗处理。渗剂可直接利用真空负压吸入，也可用热浴加热以提高气化量。为了控制其流量并保证气源中的碳氮比恒定，管路中应设置流量计和调节流量的装置。

离子氮碳共渗工艺操作基本上和离子渗氮相同。所不同的是，在保温阶段引入含碳气体。含碳气体不宜加得过早，特别是不允许在低温阶段加入，以防在阴极上形成炭黑引起打弧。

要考虑的几个工艺参数如下。

1）碳氮比　碳氮比通常控制在1:9～2:8。气氛中碳势太高会形成炭黑，对操作和渗速很不利。

2）温度　在确定温度参数时应综合考虑其效果，普通钢种合适共渗温度为570～580℃，化合物层和扩散层厚度均较厚，比较有利。要求硬度更高、渗层较薄时应540～560℃共渗，高精度、高硬度的工具钢，只能在回火温度以下即低于540～560℃共渗。高于570℃处理，化合物层继续增厚，但出现疏松和硬度下降现象。保温时间短，疏松不明显。处理后快冷会出现含氮奥氏体向含氮马氏体转变，使硬化层大大增厚，提高了渗层性能。

3）时间　保温时间对化合物层与扩散层厚度的影响，符合一般软氮化规律。

离子氮碳共渗处理温度通常在550～650℃，保温时间在15～180 min范围。从获得厚的化合物层、疏松不严重以及硬度不降低考虑，离子氮碳共渗以在620～650℃处理15～30 min后快冷为宜。

普通钢氮碳共渗需3～4 h，工具钢2～3 h，高速钢刀具小于1 h。铸铁中的碳和硅阻碍氮的扩散，渗层较钢浅。高镍铬奥氏体耐热、不锈钢等渗速也低，则可取3～5 h或更长些。

几种常用钢材在570℃离子氮碳共渗处理90 min后的效果见表3.5-1。采用氨气与酒精时的比例一般为（1～5）:10。阴阳极电压为500～650 V，炉压2×10^2～1×10^3 Pa，电流密度2～5 mA/cm²。

表 3.5-1 几种材料离子氮碳共渗后的效果

材料	表面硬度 $HV_{0.2}$	渗层厚度	
		化合物层/μm	扩散层/mm
45	633	22	0.45
40Cr	666	21	0.40
38CrMoAl	854	15	0.25
灰铸铁	598	12	—
20MnVB	666	20	0.30

2.3.3 离子渗碳及离子碳氮共渗

同气体渗碳及碳氮共渗技术一样，也可以利用辉光放电对低碳钢、低碳合金钢等进行等离子体渗碳和碳氮共渗。一般采用碳氢化合物的气体进行等离子体渗碳，加入氨气或氮气进行等离子体碳氮共渗。与离子渗氮不同的是等离子体渗碳或碳氮共渗的温度区间在 800～900℃，也有略高于此温度的，碳氮共渗的温度一般较低。常用的等离子体渗氮设备由于辉光放电的功率密度小或保温状况差等满足不了高温的要求，因此常采用增加辅助热源或在真空室内安装隔热屏等方法提高炉内温度。在等离子体渗碳或碳氮共渗之后，一般采用淬火工艺，因此等离子体渗碳设备设计成加热室和淬火室分开的双真空室。

在等离子体渗碳或碳氮共渗时，工件经简单的去油处理后送入加热室，关闭炉门抽真空至 6.65～13.3 Pa，启动电阻加热升温至 900℃，使工件表面脱气净化。再通少量氢气溅射清洗均温一段时间，然后按工艺选定的流量通入渗碳（或碳氮共渗）气体，并使炉压保持在一定范围内，接通辉光电源产生辉光放电，开始进行等离子渗碳。当渗碳到达预定时间后，停止供给渗碳气体并熄灭辉光，进行真空扩散，然后炉内降温并淬火。

渗入结果取决于处理温度、持续时间、气氛碳（氮）浓度及被处理件的材质等因素。等离子渗碳或碳氮共渗，不需要预先制备气氛，也无需碳势测控装置。它是通过对工艺参数的简单选控进行渗层控制的，只要固定处理温度、混合气总压力及放电电流密度，调整放电渗碳时间及扩散时间以及渗扩比例、工作气体的流量（工作气体配比预先选定），就可以控制渗层表面碳浓度及渗层深度。

等离子渗碳或碳氮共渗一般采取渗碳加扩散的工艺来保证工件表面的合理浓度分布，等离子渗碳或碳氮共渗工艺，有一次渗碳－扩渗、多次渗碳扩渗、短时脉冲扩渗等几种类型根据工件要求可适当选取。

采用等离子体渗碳或碳氮共渗比常规方法缩短一倍左右的时间，可以提高工作效率，降低能耗，减少环境污染。但由于采用真空处理，所以一般为周期式作业。

等离子体渗碳和碳氮共渗在工业上主要应用于齿轮、轴等表面强化的工件。

2.3.4 离子渗硫及含硫多元共渗

离子渗硫和含硫多元共渗技术被广泛用于各种机械零件、工模具，特别是一些在难以使用润滑剂场合下工作的结构件。钢铁表面的渗硫层，可以降低摩擦系数，减少一般摩擦件的磨损，提高抗咬合性，减小温升，消除冷冲模具的粘着现象，延长使用寿命。即使经过表面强化的工件，再复合以低温离子渗硫，也进一步提高了使用性，如渗硼后、渗氮后、渗氮碳后离子渗硫，或含硫的低温离子共渗等。

在离子渗氮设备上引入含硫气体或含硫有机化合物蒸气，就可以实现低温渗硫；在渗氮设备上增加硫化氢发生器和净化装置就可以实现离子硫氮共渗；再增加含碳的气体，就可以实现硫碳氮共渗；在离子渗氮气氛中加入适量含氧和含硫气体（如 SO_2），或在硫氮共渗气氛中加入适量氧，即可实现离子氧硫氮共渗。它比常规的气体共渗渗速高、温度低、省能、省气、污染也小。

各种工艺的比较如表 3.5-2 所示。

表 3.5-2 离子渗硫及离子含硫多元共渗工艺比较

方法	离子渗硫	离子硫氮共渗	离子硫碳氮共渗	离子氧硫氮共渗
气体	CS_2、H_2S、硫蒸气	H_2S、硫蒸气，NH_3	CH_4，H_2S，NH_3，CS_2，C_2H_5OH，H_2，N_2，C_3H_8	NH_3，SO_2
特点	较低的摩擦系数，良好的抗咬合和持久润滑性能	硬度高、摩擦性能好 提高工模具的抗咬合能力和耐磨性	三元共渗的渗速更高、渗层质量好 具有高耐磨性、抗咬合性和高疲劳强度	高硬度、高耐磨和抗咬合性 高比压、缺少润滑条件下零件和工模具
工艺	160～200℃ 1～2 h	480～570℃ 15～120 min	520～570℃ 15～120 min	450～550℃ 渗氮 3 h 共渗 1 h
应用	冲模、柴油机缸套、细纱机钢领	W18Cr4V 寿命提高 4 倍 高速钢内花键齿轮推刀寿命提高 1～4 倍 38CrMoAl 柴油机喷油器阀体	Cr12MoV 3Cr2W8V 钢挤压模寿命提高 4～8 倍	W18Cr4V 铣刀寿命提高 3 倍，硬质合金拔丝模，寿命提高 1 倍

2.3.5 离子渗硼

渗硼是有效地提高结构件、工模具抗粘着磨损和磨粒磨损性能的强化手段。离子渗硼与普通渗硼相比，可以较大幅度降低工艺温度（碳钢、低合金钢甚至低到 600～700℃），缩短工艺时间。即使与高效电解渗硼相比，它也具有表面不受污染、渗后无需清洗、不用坩埚、操作方便的特点。此外，通过调节离子渗硼工艺参数，还可以对渗层结构进行控制，提供了降低渗层脆性的途径。尽管这种工艺有一定吸引力，但所用的供硼气体制取工艺复杂，又往往价格高、有毒、易爆。

离子渗硼的方法有两种，一是气体离子渗硼，另一种是膏剂渗硼。

（1）气体离子渗硼

气体渗硼采用含硼的气体或有机化合物，如 BCl_3、BBr_3、B_2H_6、$(CH_3)_3B$ 等，常用者是 BCl_3（三氯化硼）、B_2H_6（乙硼烷）。这些介质都具有有毒、易爆和腐蚀性能。必须采取必要的

措施。如采用氢气稀释等。

离子渗硼的效率很高，可以在600～700℃下进行2～10 h的渗硼处理，得到所需要的渗层厚度。对于厚度要求深的可以提高渗硼温度。

(2) 膏剂离子渗硼

膏剂离子渗硼可以采用污染小、危害少的介质进行，如硼砂（$Na_2B_4O_7$）、非晶质硼和碳化硼等，将其调成膏剂涂抹于工件表面，然后在氢气或氩气介质中进行离子渗硼处理。在离子轰击加热下，膏剂转变为液体附着在工件表面，硼离子从膏剂中分解出来与固体表面反应并向固体内部扩散。渗硼温度选择600～900℃，时间3～4 h。

2.3.6 离子渗金属

离子渗金属是在900～1 100℃较高温度下，在低真空环境下采用辉光放电等方法对材料表面进行金属元素渗入的技术。等离子体渗金属不仅克服了常规渗金属的渗速慢、质量不稳定，重复性差，金属元素损耗大、对环境可能造成污染、劳动条件差等缺点，而且可以实现单一渗、复合渗或大范围变化成分的表面合金化。

根据活性金属元素的获得的方式不同可以把离子渗金属分为双层辉光离子渗金属，阴极电弧源离子渗金属、膏剂法离子渗金属等。

等离子体渗金属可以应用于要求表面耐磨的各种机械零件、一次性不用磨刀具、模具或工具的表面处理、表面抗腐蚀零件、阀门、管道及其他化工设备的表面处理、表面贵重金属深层处理、表面功能金属深层制备等。

(1) 双层辉光离子渗金属

双层辉光离子渗金属，是由徐重在20世纪80年代提出的表面合金化方法。这种工艺的特点是，采用的金属源为固体，避免了有害气体对设备的污染与腐蚀，而且渗剂材料利用率高，比普通渗金属法渗速更快。渗层与基体结合牢固，因而受到国内外的普遍重视，并取得多国专利。利用这种工艺不仅已经可以对碳钢分别渗入W、Mo、Ta、Ti、Cr、Ni、Al等，而且还实现了上述各元素的二元或多元共渗。在碳钢表面获得相当于合金钢成分的合金化表层，实现不同目的的表面改性。

1) 工艺原理　离子渗金属装置结构原理如图3.5-17所示。把带隔热屏的炉室作为阳极，接在两个可控直流电源（0～1 000 V）的正极上。以装于卡具上的工件作为阴极和欲渗金属材料为源极，分别连接在电源负极上。采用0～70 V的辅助加热源为工件加热。被抽空的炉室通入工业纯Ar维持在20～60 Pa，接通独立调节的高压直流电源后，在阴极和源极上，分别产生辉光放电，即产生双层辉光，被电离的Ar^+在电场作用下，动能增大，与源极碰撞使之升温，同时溅射出足够量的金属粒子并使部分电离；在Ar^+轰击阴极时除进一步将其加热至约1 000℃外，还使阴极表面产生大量空穴等晶体缺陷。来自源极沉积在阴极表面上的金属粒子，形成极高的浓度和浓度梯度，又在高温及晶体缺陷作用下，迅速向内部扩散形成渗金属层。

在对离子渗金属研究过程中，当极间距离为15～30 mm时，负电位不同的源极、阴极上的辉光重叠。产生空心阴极效应，又使Ar和金属粒子进一步电离，放电电流增大、温度升高，因而强化了放电和渗金属过程。这就是不等电位空心阴极放电效应。

2) 离子渗金属工艺　离子渗金属重要工艺参数是处理温度、时间、工作气压、源极与阴极之间的距离、源极电压、阴极电压、源极成分和钢的表面碳含量等。一般情况下，温度越高，扩散速度越快，温度越低，容易引起渗入元素在表面堆积，因此温度在1 000℃左右为宜；工作气压低溅射效率低，渗入速度低，但气压过高，分子自由程变小，碰撞次数增加，表面溅射增加，渗入速度也降低，因此，工作气压有一最优值；源极与阴极之间的距离与空心阴极的形成有关，为维持空心阴极的效果，一般取较近的距离，即小于30 mm。源极电压的提高，使溅射能力提高，提供的金属离子增多，而阴极电压提高，使表面溅射增加，也使扩散速度增加；源极成分决定了渗入金属的成分，但由于存在选择溅射和各元素溅射率的不同，将使渗层中的成分配比与源极有所差别，工件内部各元素的扩散速度的差别和元素之间的相互影响也将对表面成分产生影响。

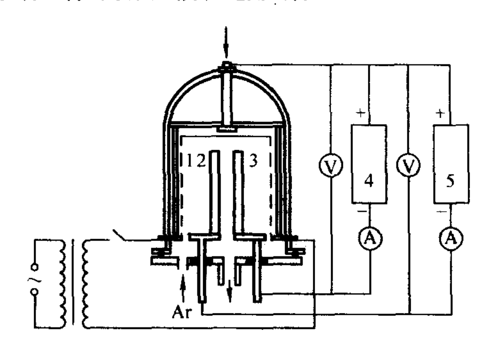


图3.5-17　双层辉光离子渗金属装置简图
1—加热器；2—源极；3—阴极；4，5—直流电源

(2) 冷阴极电弧源离子渗金属

冷阴极电弧源离子渗金属装置如图3.5-18所示，是采用安装在器壁上真空阴极弧源（也称多弧源）产生活性金属粒子，在工件上加电压，使之产生弧光放电，将活性金属粒子渗入工件表面。利用场致发射产生弧光放电，并实现冷阴极自持弧光放电，连续形成的微弧在冷阴极表面快速移动，将产生大量的金属粒子，同时电离出大量的金属离子。将欲处理的工件放置在真空室之内，并作为阴极，使之可以产生辉光放电。围绕工件周围，形成阴极位降区，在此阴极位降区内，大量的正离子被加速轰击阴极表面，使其温度升高，达到渗入温度，并在工件表面形成大量晶体缺陷，等离子体中的金属离子或原子同时在表面沉积并渗入，从而形成金属渗层。

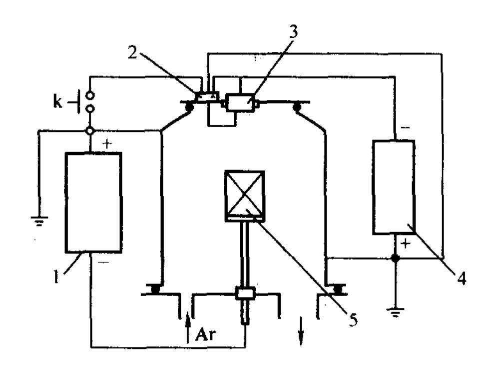


图3.5-18　冷阴极电弧源离子渗金属设备简图
1—辉光放电电源；2—冷阴极弧引弧电源；
3—冷阴极弧金属源；4—直流弧电源；5—工件

因为冷阴极弧源在工作时不形成金属熔池，因此可以在器壁的不同位置放置多个，这样可以使渗入的效率大幅度提高。如果同时采用不同材料制成的弧源，则可以实现多种元素同时渗入。

多弧离子渗金属不仅具有加热速度快、渗入效率高、渗层均匀、工艺简单等特点。在设备方面也简化了工件卡具结构及运动方式，除形状复杂的零件外，无需增设辅助热源。

(3) 其他离子渗金属方法

1）采用磁控溅射或电子枪蒸发金属源　磁控溅射可以获得较多的金属粒子，经电离后成为金属离子。金属离子在磁场中运动被加速，从而获得更大的动能，有利于它在工件表面向内扩散形成渗层。在磁场中离子运动轨迹增长，增加了离子碰撞其他金属原子的机会，从而提高离化率。利用多靶磁控溅射即可进行多元共渗处理。

2）膏剂法离子渗金属　将渗剂和添加物质调成膏状，涂于欲渗工件表面1 mm厚。经烘干或阴干的试件彼此间以及与辅助极间相隔15～20 mm均匀摆放在普通等离子热处理炉的阴极盘上，利用空心阴极放电效应，使试件升温至850～1 050℃。膏剂内部迅速反应而活化，活性金属原子又被离子化并与同时活化了的试件表面接触，被吸收后形成渗层。

3　离子沉积技术

低气压放电的方式产生的等离子体可以有很多应用，将等离子体中的离子引出可以形成离子束，从而进行离子束溅射、离子束沉积或离子束辅助沉积以及离子注入等；利用等离子体中高速电子与其他粒子之间具有的碰撞与电离作用，可以离化气体分子，形成离子，直接用于沉积；等离子体中的电离使化学反应的活化能降低，从而可以使在高温下进行的反应在较低温度下进行，实现低温化学气相沉积；等离子体技术与其他技术的结合在材料表面改性领域获得越来越多的应用。

本节主要从以下几方面介绍等离子体在材料表面处理中的应用，包括等离子体物理气相沉积，等离子体增强化学气相沉积以及等离子体基离子注入等。

3.1　等离子体物理气相沉积

物理气相沉积技术主要是靠物质形态的变化和转变在工件表面形成一定厚度沉积层的方法，一般称为PVD技术。等离子体态是物质的一种存在形式，利用等离子体的离化、活化效果实现物质在低温条件下的沉积，并配合电场、磁场的作用，可以形成多种沉积技术，从而获得各种各样的成分和结构的表面层。等离子体物理气相沉积技术主要包括溅射沉积和离子镀技术。

3.1.1　溅射沉积

如2.3中所述，带电粒子对材料表面的重要作用之一是表面溅射。用带有几十电子伏特以上动能的粒子轰击材料表面，将材料激发为气态的这种溅射现象，广泛应用于表面的镀膜、刻蚀、清洗和表面分析等技术。溅射沉积是利用具有一定能量的正离子，一般采用Ar离子，对相应的靶材进行溅射，溅射下来的靶材粒子在工件表面沉积形成表面层的工艺。

溅射沉积技术的方法很多，包括直流溅射、磁控溅射、射频溅射、反应溅射和离子束溅射等。

（1）直流溅射沉积

直流溅射沉积包括直流二极溅射、三极溅射和四极溅射。

1）直流二极溅射　直流二极溅射的装置结构如图3.5-19所示，它是由一对阴极和阳极构成的。被溅射的靶材为阴极，工件为阳极。阴阳极间距离2～6 cm，阴极上施加1～3 kV的直流电压，阳极接地。在氩气气压为10^{-1}～10 Pa条件下，通电后在阴阳极之间产生低压气体辉光放电，等离子体区中的正离子在阴极位降区被加速而轰击阴极靶材，溅射出的靶粒子在阳极上沉积成膜。

直流二极溅射的优点是结构简单，控制方便。但其主要缺点是沉积效率低、靶材温度高、气压高、工件有温升，膜层质量也不十分理想。为克服这些缺点，发展了三极溅射和四极溅射沉积。

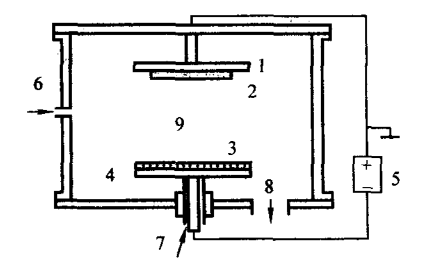


图3.5-19　直流二极溅射沉积装置简图
1—阳极；2—工件；3—靶材；4—阴极；
5—直流电源；6—进气；7—水冷；8—排气；9—等离子体区

2）三极溅射沉积　要想高效率地进行溅射镀膜，必须降低溅射气压，设法增加等离子体的密度，使射向靶的离子流密度增加，这样在几百伏的靶电压下，就能获得较好的效果；同时设法控制由靶放出的二次电子的运动，一方面使其增强离化效果，另一方面减少它对工件的直接轰击，进而达到高效和低温两个主要目的。

三极溅射是在二极溅射装置的基础上附加第三极，即热电子发射极。由此极放出热电子强化放电，它既能使溅射速率有所提高，又能使溅射工况的控制更为方便，它的电位比靶电位更负。热阴极能充分供应维持放电用的热电子，电子朝向靶轰击。它穿越放电空间时，可增加工作气体原子的电离数量，从而有助于增加入射离子密度。这样，三极溅射在10^{-2}～10^{-1} Pa的低气压下也能进行溅射操作。辅助热电子流的能量要调整得合适，一般为100～200 eV，这样可以增加气体的电离，但又不会使靶过分加热。

3）四极溅射沉积　四极溅射又称为等离子弧柱溅射，它是在二极溅射的基础上更有效的一种热电子强化的放电形式，其原理如图3.5-20所示。在原来二极溅射靶和基片垂直的位置上，分别放置一个发射热电子的灯丝和吸引热电子的辅助阳极，其间形成低电压（约50 V）、大电流（5～10 A）的等离子体弧柱。弧柱中，大量电子碰撞气体电离，产生大量离子。由于溅射靶处于负电位，因此它会受到弧柱中离子的轰击而引起溅射。靶上可接直流电源，也可用电容耦合到射频电源上。有时为了更有效地引出热电子，并使放电稳定，在热灯丝附近加一个正200～300 V的稳定化栅网，可使弧柱容易在工作压力下点燃。

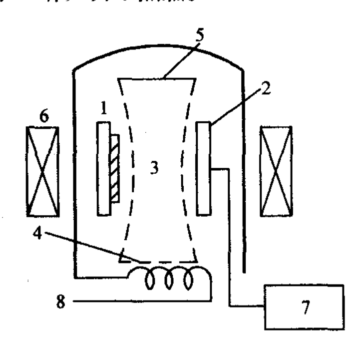


图3.5-20　四极溅射装置简图
1—工件；2—阴极靶；3—等离子体；4—稳定化栅网；
5—辅助阳极；6—线圈；7—直流电源；8—热灯丝

采用三四极溅射，使到达基片的沉积粒子的能量提高，改善了膜/基结合，提高了沉积速率。不过三极、四极溅射装置结构较为复杂，存在灯丝消耗大的问题，要得到覆盖面积大，密度均匀的等离子体较为困难。

（2）射频溅射沉积

射频溅射主要用于绝缘体靶材的沉积，也可以用在导体材料上。把直流二极溅射装置的直流电源换成射频电源就构

成了射频溅射装置。

在直流溅射时，当靶是绝缘体时，由于撞击到靶上的离子会使靶带电，电荷累计结果使靶的电位上升，结果离子不能继续对靶进行轰击。当采用射频电源时，在正半周由于绝缘体的极化作用，其表面很快地吸引了位于绝缘体表面附近的等离子体中的电子，靶表面带了一定数量的负电荷。在电源的负半周，离子射向绝缘体靶的表面发生溅射现象。由于离子比电子质量大，迁移率小，不像电子那样很快地向靶表面集中，所以靶表面的电位上升缓慢。在负半周结束后，到达靶表面的正离子数目远远少于正半周时的电子数目，结果使靶上仍有负电荷剩余；下一个正半周又重复上述的过程。其结果在绝缘体上始终处于负电荷剩余状态，产生一个负的偏压。在该负偏压的作用下，维持溅射的连续进行。

射频溅射放电电流密度较强，是一种适应性广的溅射工艺。它适于溅射金属、非金属、化合物膜层，如 Al_2O_3、Si_3N_4 等。也适用于导体、半导体、非导体的基体，而且溅射温度低、膜层致密。

（3）磁控溅射沉积

在阴极表面施加与阴极平行的磁场，使磁场与电场垂直，研究发现，在阴极溅射时可以使溅射气压降低，溅射电压也降低，从而使溅射效率提高，利用这一现象，发展了磁控溅射沉积方法。

1）磁控溅射的工作原理　图 3.5-21 是磁控溅射源的工作原理，在阴极板背面放置一磁铁，磁铁在靶面上产生环形磁场，磁场区域一般称为跑道，磁力线由跑道的外环指向内环，横贯跑道。如前所述，外加磁场对气体放电有很大影响，在辉光放电过程中，靶材受离子轰击放出二次电子，磁控溅射技术的关键是对二次电子的控制。在电磁场的联合作用下，靶面发出的二次电子的回转频率很高，回转半径很小，沿着跑道跨越磁力线做圆滚线形的跳动，并以这种形式沿着跑道转圈，增加了与气体原子碰撞的机会。

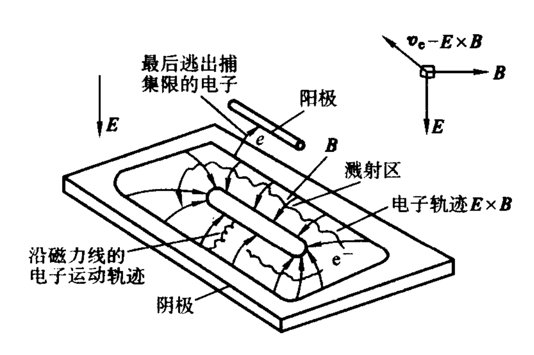


图 3.5-21　磁控溅射源的工作原理

能量较低的二次电子以圆滚线的形式在靠近靶的封闭等离子体中循环运动，路程足够长，每个电子使原子电离的机会增加，而且只有在电子的能量耗尽以后才能脱离靶表面，最终到达阳极上，从而阳极的温升低、损伤小；高密度等离子体被电磁场束缚在靶面附近，不与阳极接触，这样，电离产生的正离子能十分有效地轰击靶面；工作压力低减少了工作气体对被溅射出的原子的散射作用，从而可提高沉积速率，并增加膜层的附着力；电子与气体原子的碰撞概率高，因此气体离化率增加，使放电气体的阻抗大幅度降低，导致溅射电压降低和沉积速率提高，与二极溅射相比可以高出 1～2个数量级。

2）磁控溅射溅射源　常用的磁控溅射源有平面型、圆柱型、溅射枪型三种，如图 3.5-22 所示。

平面型磁控溅射源是目前应用最广泛的一种，结构简图如图 3.5-22a。常做成矩形或圆形，靶材一般为 3～10 mm 厚的平板，背面采用永久磁铁或电磁铁，采用电磁铁由于可以调节磁场，可以对跑道的位置进行调节，也可以方便调节磁控电流。为防止靶过热采用水冷。平面磁控溅射靶的平均电流密度为 4～60 mA/cm²，电压 0～1 000 V，靶与工件距离 50～100 mm。

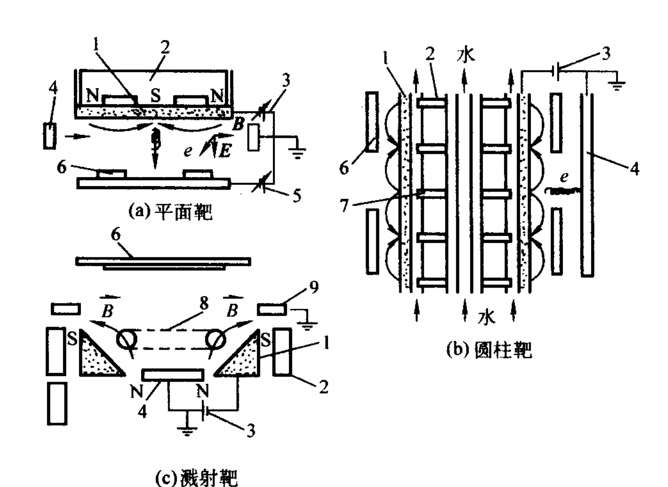


图 3.5-22　磁控溅射源的结构示意图

1—靶阴极；2—磁体；3—靶电源；4—阳极；5—偏压电源；6—工件；7—极靴；8—等离子体环；9—屏蔽极

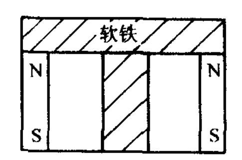
圆柱靶的工件与靶为同轴结构，永磁环和水冷管状靶材与筒状阳极和真空容器同轴安装，如图 3.5-22b 所示。每个环状永磁铁之间有纯铁极靴隔开，每个磁环产生的磁场与阴极平行与径向电场垂直。阴极发射出的二次电子在这正交电磁场空间受洛仑兹力作用，在柱状阴极周围作旋轮线运动，形成封闭轨道，增加了与原子的碰撞和电离概率。这种靶结构简单，实施方便，溅射面积大，生产效率高，可制成大型、小型溅射源，尤其适用于钟罩镀膜设备，也适于沉积尺寸变化大、形状复杂的零件，还可镀转动架上的基片、线材和零件的侧面。

图 3.5-22c 中所示的倒圆锥形溅射枪，磁铁位于靶阴极外环，其磁场平行于靶面。阳极在靶中央以水冷套冷却。二次电子就被约束在靶面附近，放电时形成了等离子体环。这虽是一种小型蒸发源，但电流密度却很大，沉积速率也比平面靶高，可达 1～2 μm/min。它还可以十分方便地在改装的蒸发设备中取代其中的电子枪。

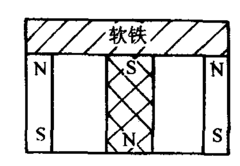
3）不平衡磁控溅射　上述的磁控溅射一般采用简单的磁铁形成平衡的磁场结构，主要缺点是获得合理的沉积速率的靶基距太近，无法保证大面积镀膜的均匀性。因此，在 20 世纪 80 年代中期，B. Window 和 N. Savvides 在原有磁控溅射设备的基础上，改变了控制磁场的构造，首创了非平衡磁控溅射技术。由于这种技术兼顾了磁控溅射和离子镀的优点，可以在较远的靶基距下，用来沉积大面积改性涂层，又很好地改善膜基结合力，因此很快地得到了重视，并迅速地发展起来。

非平衡磁控溅射，是采用开放式磁场，利用磁场的“漏磁”现象，将金属离子输送到更远处，而电子也随之就向远离磁控靶的方向移动，反过来促进了正离子的进一步移动。由于中性粒子不受磁场的作用，因此，离磁控靶较远的地方将会得到较大的离化率。非平衡磁控溅射与普通的磁控溅射的区别来源于磁场强度分布的不同。目前，得到应用的磁铁组合方式有下面几种：①外磁场由永磁铁产生，内磁场由软铁磁化产生。结构示意图如图 3.5-23a。它的优点是结构十分简单，易于操作。可以产生一定的轰击作用。但由于磁场

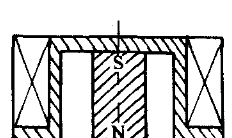
强度不可调，在实际应用中，与一般的磁控溅射技术相比，没有更突出的优势。②内外磁场均有永磁铁产生。外磁铁采用钕铁硼永磁铁，内磁场采用铝镍钴或钐钴。如图3.5-23b。由于内磁场选用了磁铁，增加了对磁控靶的溅射作用，从而提高了靶材的沉积速率，但磁场的不平衡度仍然不可控。③内磁铁为永磁铁，而外磁场由电磁线圈产生，如图3.5-23c。这里的内磁铁一般用钕铁硼，以进一步增强溅射效率。由于电磁线圈的电流可以改变，因此磁场的不平衡度可以改变，偏流密度可以独立于偏压而通过调节电磁线圈电流来实现。这样对于不同的靶材，就可以通过调节外磁场线圈的电流来获得较好的沉积和离化率比例，从而得到好的膜层结构和性能。④内外磁场均由电磁线圈产生，如图3.5-23d。这是一种最常用的磁场组合方式，可以形成靶附近的溅射磁场和远距离的输运磁场，效果很好。



(a) 单一外永磁磁场



(b) 内外永磁磁场不同强度



(c) 内永磁磁场、外电磁场

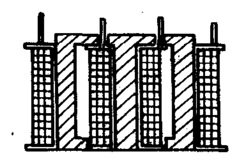

(d) 内外电磁场

图3.5-23 非平衡磁控溅射阴极的磁铁组合方式示意图

4）多靶磁控溅射　在磁控溅射设备中安装多个磁控溅射靶可以同时沉积多种元素，从而达到表面合金化的效果。普通磁控溅射由于靶基距较小，一般采取在同一靶上镶嵌多种材料的方式。在非平衡磁控溅射系统中可以采用对靶和多靶组合的方式，以实现大型工件的表面处理。

封闭场磁控溅射体系是多靶体系的典型代表。所谓的封闭场是指两个靶的外磁场相互连接构成回路，将带电粒子约束在这个封闭磁场中，大大地提高了中心位置处金属粒子的沉积速率和离化率，可以实现大工件的处理。如果在样品台上加了一个额外磁场，对于等离子体进行控制，可以使金属离子被输运到更远的地方。研究表明，封闭场使磁控溅射等离子体更加集中于某一空间位置，控制了等离子体的离散程度，有利于镀制均匀的镀层。

封闭磁场的另一种形式为多阴极系，一般为四阴极形式。如图3.5-24，四个阴极的外磁场相互连接形成封闭的磁场区，使得均匀镀膜区的范围明显扩大。对于单极或双极系，处理复杂零件时，总是存在“盲区”（金属粒子到达的量很少的部分）。而采用四阴极系统时，在一定程度上可以避免大部分零件的阴影效应。

磁控溅射技术自产生至今，已经发展成为一种最常用的物理气相沉积技术。该技术的特点是：①设备简单，运行可靠；②运行稳定，沉积速率和成分可以精确控制，膜层致密，缺陷较少；③等离子体中金属粒子的荷电率低，对基体的破坏很小，薄膜的应力较小，表面平整光滑，特别适用于功能薄膜的制备。目前，已经成为一种功能强大的技术应用于工业化生产，主要用来沉积制备一些工具硬质涂层、材料表面保护涂层和装饰涂层等。另外在一些功能薄膜的制备中也都使用这种方法，如超导膜、巨磁膜、光敏气敏膜等。

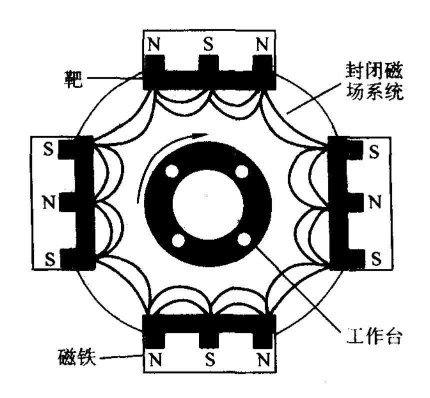


图3.5-24 多极封闭场非平衡磁控阴极系统示意图[28]

(4) 反应溅射沉积

直接使用化合物靶制备的化合物膜，有时发生成分偏离的现象，在放电系统中通入氧、氮、乙炔、硅烷、硫化氢等反应气体，使它们与作为化合物另一成分的元素靶上溅射下来的原子在工件上反应，沉积出氧化物、氮化物、碳化物、硅化物、硫化物膜，这就是反应溅射。它更适于绝缘化合物膜的制备。

(5) 离子束溅射沉积

由特殊的离子源发射出来的离子经引出、加速、聚焦，使其成为束状，用此离子束轰击置于高真空室中的靶材，将溅射下来的原子镀膜，称为离子束溅射沉积。采用离子束溅射沉积具有以下优点：①纯度高、膜基结合力好。由于在高真空下工作，因此气体杂质少，所以纯度高；由于粒子的平均自由程大，沉积粒子具有较高的能量，从而形成很好的膜基结合；②由于工件不与等离子体接触，不存在离子轰击作用，因此工件温升小；③可以严格控制镀膜过程，重复性好；④适用面广，介电材料、金属材料、化合物等都可以沉积。

离子束沉积的设备简图如图3.5-25所示。

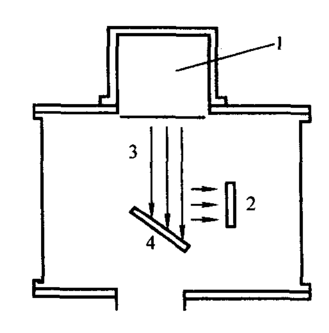


图3.5-25 离子束溅射装置示意图

1—离子源；2—工件；3—离子束；4—靶材

3.1.2 离子镀

离子镀是一种在低气压放电下，利用气体放电使气体或被蒸发物质离化，在气体离子或被蒸发物质离子轰击作用的同时，把蒸发物质沉积在负偏压的基体上，或与基体附近活化、分解、电离的反应气体相互作用，在基体上沉积出化合物膜的技术。

离子镀把辉光放电、等离子体技术与真空蒸发镀膜技术结合在一起，它除了兼有真空蒸镀和真空溅射的优点外，还具有沉积速度快、膜层附着力强、绕射性好、可镀材料广泛等优点。带有较高能量的离子与基体及生长着的膜层之间存在溅射混合效应，使膜层与基体之间形成一定厚度的过渡区，使差异大的膜/基两种材料间无明显分界，其成分、性能的逐渐过渡，降低了因两者因膨胀系数差别所产生的应力，因而具有了与基体强度相适应的界面结合强度和韧性。

离子轰击的作用加速了沉积物粒子在膜表面的扩散迁移，更易得到致密均匀的细小等轴晶粒。此外，离子镀甚至在沉积硬质化合物膜时也可在 < 600℃或接近室温进行，因而适用于工模具成品件的最终处理。

离子镀可以在金属和塑料、陶瓷等非金属上涂覆金属、合金、化合物及各种复合材料，使表面获得耐磨、抗蚀、耐热及所需特殊性能，因而应用十分广泛。离子镀技术被成功地用于刀具、量具、模具上，沉积 TiC、TiN、TiCN、CrN、VC、NbC、Al_2O_3 等硬质膜，可使寿命成倍提高，在工业应用中已经取得了良好的技术经济效益。

（1）离子镀原理

与其他 PVD 方法不同，离子镀最终是将具有较高能量的离子沉积在材料的表面。离子的能量在几百至几千电子伏特之间。当然伴随离子的沉积也有部分没有离化的中性原子或原子团沉积，但其核心是高能离子的作用。

在离子镀的过程中，无论哪一种方法都试图使沉积的物质变成离子，获得尽可能高的离化率，并使其具有一定的能量。因此离子镀的原理是如何产生符合需要的离子以及离子与工件表面的作用。

1）离子的产生 离子镀的沉积物质首先来源于蒸发源，蒸发源可以是电阻加热、电子束加热、高频感应加热、真空电弧加热等。由蒸发源蒸发出来的气体分子再通过不同方式的离化，所采用的方法包括直流辉光放电、射频弧光放电、热电子辅助辉光放电、低电压大电流的电子束碰撞、场致电子发射、弧光放电等。离子能量的获得除个别方法外，大部分都是在工件上施加一定的偏压或直接以工件为阴极使正离子加速。

2）离子对材料表面的作用 如前所述，离子对表面有溅射作用，溅射产额与离子的原子序数、能量和剂量有关，此外还与溅射角度有关。溅射的结果可以使表面清洁，使表面失去沉积的原子，优先去除松散的原子，也可能形成选择溅射。另外还可以造成表面形貌的变化。

离子轰击表面后，会引起表面的结晶学破坏，在表面形成高密度的缺陷，有些情况可以使表面产生非晶态。离子轰击的结果还可以使薄膜生长时产生择优取向。

离子轰击表面使表面的温度升高，造成表面原子的扩散能力加强，很容易使表面以及表面一定深度内的原子移动，结果形成近表面材料的物理混合，也可以引发表面再结晶，改变薄膜的应力状态。表面成分会由于表面溅射和离子的加入或气体的加入而发生变化，造成表面偏析等。

3）绕射性 在离子镀过程中，蒸发粒子的绕射性主要由气体的散射作用所致。离子镀的气压比较高，相应的平均自由程也较低，蒸发的粒子在离化前就受到多次散射，提高了绕射性；另外，等离子体中的碰撞是无规则的，作为阴极的表面的电场分布也是均匀的，都将促进绕射性的提高。

4）离化率 离化率是离子镀中的一个重要指标，欲获得优良的离子镀层，需要高的离化率。被蒸发原子和反应气体的离化程度，对膜层的各种性能都能产生直接的影响。不同方法所获得的离化率是不同的，直流辉光放电的离化率为 0.1%～2%，高频离子镀的离化率为 10%，空心阴极离子镀的离化率为 22%～40%，多弧离子镀的离化率为 60%～80%。

（2）直流离子镀

1）直流二极型离子镀 直流二极型离子镀装置的原理如图 3.5-26 所示。工件为阴极，施加 1～5 kV 的负电压，与之相对的装有镀料的电阻蒸发源为阳极并接地。其间在 1～10 Pa 的 Ar 中辉光放电、形成低温等离子体。蒸发出来的镀料粒子在等离子体中与高能电子碰撞后部分电离，并在强电场作用下被加速、冲击工件、沉积成膜。

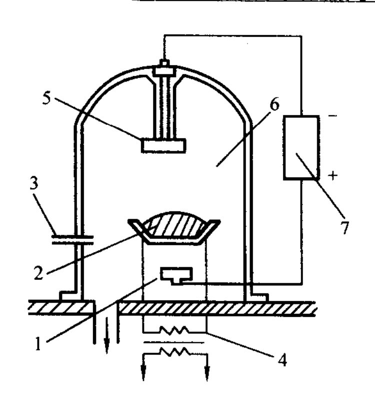


图 3.5-26 直流二极型离子镀原理

1—阳极；2—蒸发源；3—进气口；4—蒸发电源；5—工件；6—真空室；7—直流电源

直流二极型离子镀放电空间电荷密度不高，阴极电流仅 0.25～0.4 mA/cm^2，加上高能粒子溅射效应，膜的形成速率低，此外膜的质量较差，放电参数难以独立调控。但设备简单，较其他工艺膜/基结合力高的优点，使它具有一定实用价值。

直流二极型离子镀的镀料粒子可以用电阻加热法、电子束法、高频感应加热蒸发和弧光放电法产生。其中电阻法最为简便，但也容易造成电阻材料的污染，而且使用寿命较低，为了达到必须的蒸发温度，蒸发源常常采用那些低蒸气压与镀料不形成低熔点合金或化合物并有良好浸润性的高熔点金属，如 W、Mo 等，若用氮化硼导电陶瓷坩埚，其使用寿命为钨丝蒸发源的 20 倍。

蒸发高熔点金属 Ti（1 667℃）、W（3 380℃）、Ta（3 000℃）等，多用 e 型电子枪电子束蒸发源，其结构原理如图 3.5-27 所示。热 W 丝阴极隐蔽在水冷铜坩埚下的电子枪室中，以防止被坩埚喷出的镀料液滴污染。所发射的电子束经 5～10 kV 电压加速进入磁场，偏转 270℃，穿过差压孔，进入镀膜室，聚焦冲击作为阳极的镀料顶部，使之局部形成温度、体积恒定的熔池，并不断蒸发，气化了的粒子又被电子束的高能电子碰撞而电离。

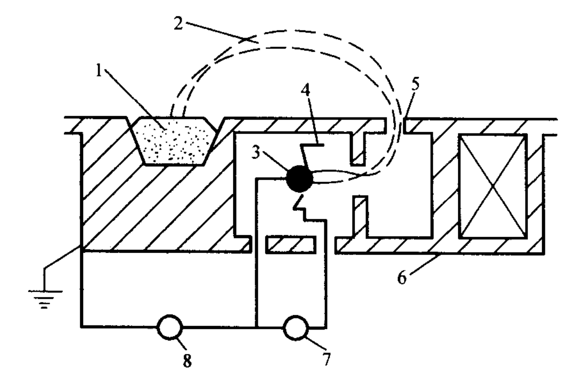


图 3.5-27 电子束蒸发源结构原理

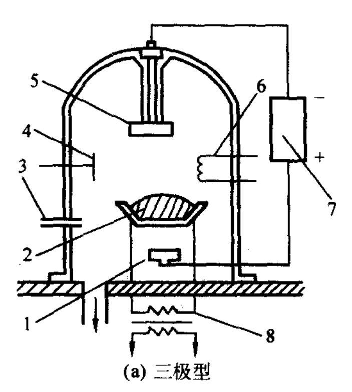
1—镀料；2—电子束；3—灯丝；4—屏蔽；5—差压孔；6—偏转系统；7—灯丝电源；8—加速电源

为了维持电子枪室 10^{-1}～10^{-2} Pa 的高真空与 1～10 Pa 的镀膜室之间两个数量级的工作压差，以差压板隔开的两室分别独立抽真空。其间开一个供电子束通过、通导较小的差压孔。这就使得二极型离子镀装置结构复杂化了。但因电子束能量密度高，热效率可达 85%，比以电阻为蒸发源的蒸发速度高，寿命也长。又因采用水冷铜坩埚，避免了坩埚与镀料间的反应和挥发，可使沉积膜的纯度提高。用 e 型电子枪为蒸发源沉积合金膜时，可以通过采用多个坩埚按照程序

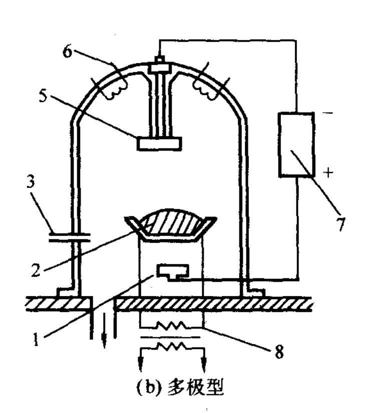
轮换，每次沉积一个元素，经过多工序以实现沉积。在沉积化合物膜时，为防止电子轰击使之局部分解，还需同时通入适量反应气体。

2）三极及多极型离子镀 如图3.5-28a所示。三极离子镀在直流二极离子镀基础上增设一个与放电等离子体过程相互独立的电子发射源。它所发射的大量热电子，在收集阳极引导下，横穿等离子区，并与其中气体和镀料粒子碰撞使之电离。它比二极离子镀离化率明显提高，而使基板电流密度增大10～20倍。

如图3.5-28b所示，若把基板作为主阴极，其旁设置多个热阴极，其所发射的大量热电子，将气体和镀料粒子电离，离化率可达10%。这就实现了在10^{-2} Pa低气压下的放电和低压离子镀，进一步提高了镀层质量。多个阴极扩大了主阴极周围的阴极区，改善了绕射性，减少二极型离子镀溅射严重、成膜粗糙、温升高等弱点。



(a) 三极型



(b) 多极型

图3.5-28 三极、多极型离子镀原理图

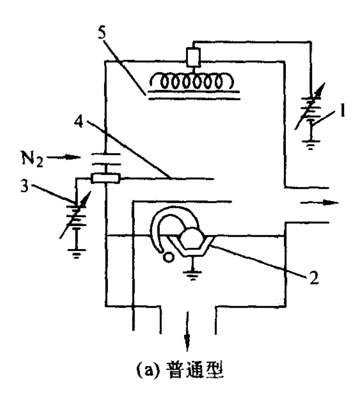
1—阳极；2—蒸发源；3—进气口；4—吸收极；5—工件；6—热阴极；7—直流电源；8—蒸发电源

(3) 活性反应离子镀

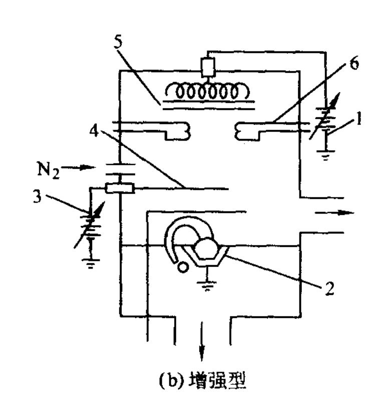
在离子镀过程中，若在真空室中导入与金属蒸气起反应的气体，如以O_2、N_2、C_2H_2、CH_4等代替Ar或将其掺在Ar之中，并用不同放电方式使金属蒸气和反应气体的分子、原子激活、离化，促进其间的化学反应，在工件表面就可以获得化合物镀层。这种方法称为活性反应离子镀，即ARE (Activated Reactive Evaporation)。

ARE法是1972年由Bunshan首先发明的。其工作原理如图3.5-29a所示。ARE装置采用电子束蒸发源，因此有上下两层真空室，离子镀室的真空度在10^{-1}～10^{-2} Pa，电子枪室的真空度在10^{-2} Pa以上。在镀膜室中工件不加偏压，但有加热装置，在工件前方设置一探极，上面施加25～250 V的正偏压。由电子枪发射的电子流轰击到坩埚里的材料使其蒸发，并在蒸发的同时产生二次电子，这些二次电子受到探极的电场加速。在坩埚和探极间产生等离子体，对提高等离子体密度有贡献的还有用于轰击的电子流在通过蒸气时与蒸气分子的碰撞。镀料物质与通入的反应气体在等离子体中被电离并产生反应，在350～550℃的较低温度下最终沉积在基体表面。

在普通ARE装置上的探极下方设置一发射低能电子的增强极，在工件上加上偏压，就构成了增强型ARE（图3.5-29b），由于增强极发射的低能电子受探极的吸引，在经过的路径上与气体碰撞，提高了离化率。



(a) 普通型



(b) 增强型

图3.5-29 活性反应离子镀装置简图

1—负偏压电源；2—蒸发源；3—活化极电源；4—活化极；5—工件；6—热阴极

在工件上施加偏压的ARE称为BARE，这种方法产生的离子的能量更高些，形成的镀层的硬度、膜基结合力会更好。

由于有等离子体参与化学反应，增加了反应物的活性，温度较低就能获得附着性能良好的碳化物、氮化物等镀层，因此，ARE法可以用于高速钢刀具表面的强化处理。除此之外，ARE法还有控制方便，可以形成不同结构和不同性质的化合物镀层、可以镀覆所有金属和化合物、沉积速率高等优点。

(4) 空心阴极离子镀

空心阴极离子镀（HCD）是在空心热阴极技术和离子镀技术基础上发展起来的。具有高熔点的金属钽管，在辉光放电的条件下利用空心阴极效应，产生高的温度，当温度达到2 300～2 400 K时，钽管表面将产生大量的热电子发射，辉光放电即转化为弧光放电，从而形成低电压、大电流的电子束，将此电子束引出可以进行离子镀。

空心阴极装置如图3.5-30所示。用钽管制作的空心阴极枪安装在真空室壁上，水冷坩埚位于真空室底部。钽管接

主电源负极，坩埚接正极，电源电压0~100 V。辅助阳极和阴极作为引燃放电的两极。工作时，先将真空室抽至高真空，后由钽管向真空室通入氩气，开启引弧电源，利用空心阴极效应引弧。由钽管发出的热电子束在引出后，在偏转磁场作用下经过聚焦后打在坩埚上。

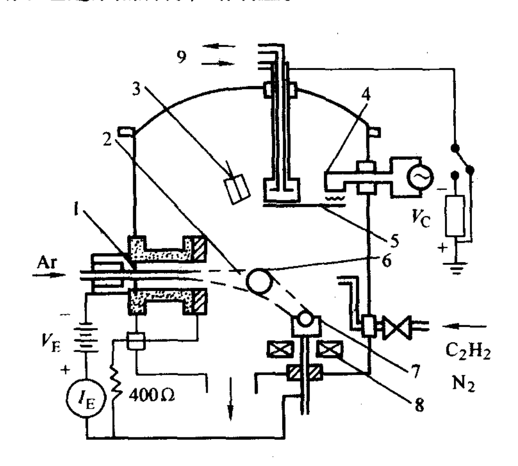


图3.5-30 空心阴极枪离子镀装置

1—空心阴极电子枪；2—电子束；3—厚度监测器；4—加热器；5—工件；6—磁偏转；7—坩埚；8—磁场线圈；9—冷却水

空心阴极枪发射的是高密度的低能电子束。当蒸发功率为5 kW，加速电压为40~60 V，束流为83~125 A时，相同功率的e型枪电子束的加速电压为10 kV，束流仅为0.5 A。由于金属蒸气通过等离子体电子束区域时，受到高密度电子流中电子的碰撞而离化，因此空心阴极枪既是镀料的蒸发源又是蒸发粒子的离化源。其离化率高，可以产生22%~40%的离化率，并有大量的高能中性粒子，可以形成附着力高、结构致密均匀的膜层。由于其工作压力范围宽，沉积过程可以在10^{-2}~10 Pa之间进行，加上离化率高，因此具有很好的绕射性。

这种工艺除具有沉积速率高、膜层质量好、膜/基结合力强等特点外，其设备简单、易于调控、操作安全、适于作为工业生产，已成功地用于装饰、刀具、模具等镀膜工艺中。

(5) 射频放电离子镀

射频离子镀（RFIP）装置的原理如图3.5-31所示。装置主要有蒸发源、离化区和沉积区组成。在蒸发源的上方装置一个射频感应线圈，在高频电场作用下，位于感应圈内的气体物质被离化，高频交变的电磁场使电子产生振荡，延长了到达阳极的路程，增加了与反应气体、金属粒子碰撞的截面，金属的离化率可达5%~15%，在工件表面施加0~1 500 V的偏压，吸引离化区的正离子形成镀膜。

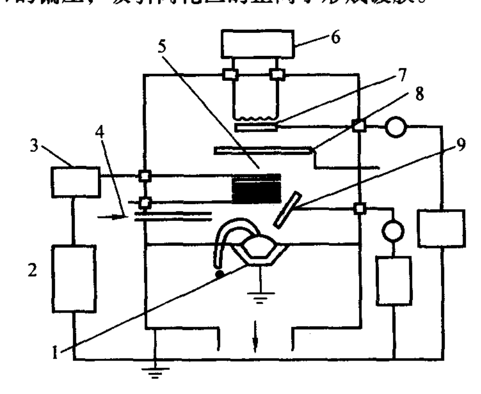


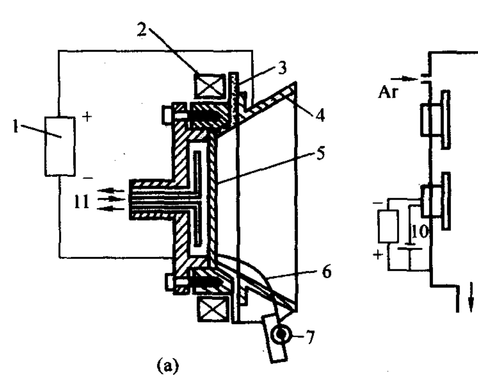
图3.5-31 射频离子镀装置原理

1—蒸发源；2—射频电源；3—匹配箱；4—进气口；5—射频线圈；6—加热电源；7—工件；8—挡板；9—探极

装置中的三个区域可以独立控制，放电状态稳定，工件温升低且易控制，在高真空10^{-1}~10^{-3} Pa下也能点燃气体正常工作，容易进行反应离子镀。所沉积的膜层均匀致密、缺陷少、针孔少、纯度高。这是沉积高质量化合物（氧化物、氮化物）膜的重要技术，对非金属基板更有突出的优越性。因为工作真空度较高，镀膜的绕射性较差。

(6) 多弧离子镀

多弧离子镀是真空中采用自持冷阴极弧弧光放电的方法在固体的阴极靶材上直接蒸发金属，这种装置不需要熔池。图3.5-32是多弧离子镀装置示意图。



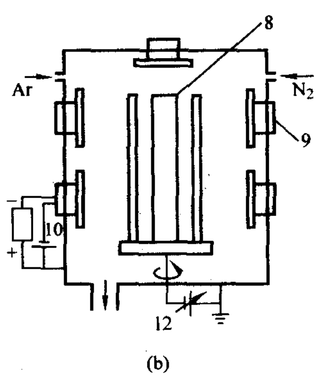


图3.5-32 多弧离子镀蒸发源和沉积装置

1—直流电源；2—磁场线圈；3—绝缘体；4—阳极；5—阴极；6—引弧电极；7—复位弹簧；8—工件；9—蒸发源；10—引弧电源；11—冷却水；12—工件偏压

将以镀材为阴极靶的真空阴极弧源安装在镀膜室的四周或顶部。真空室壁和阴极靶分别接主弧电源正、负极，基体接负偏压。抽真空至10^{-2} Pa后向镀膜室内通工作气体。调整室内真空度达10~10^{-1} Pa时即可引弧。引弧的方式有多种，可以采用高频振荡或高压脉冲，最简单的是通过引弧电极与阴极靶的接触与分离瞬间产生的初始弧引发阴极弧源产生弧光放电。放电时在阴极表面产生强烈发光的阴极辉点，辉点直径在100 μm以下，辉点内的电流密度可达10^5~10^7 A/cm²。高的能量密度使这一区域的材料瞬间蒸发并电离。阴极辉点以每秒几十米的速度做无规则运动，使整个靶面不断地被消耗。通过在阴极弧源上施加磁场，可以稳定弧光放电，控制辉点的运动轨迹，达到均匀消耗的目的。

多弧离子镀的工作原理基于冷阴极场致电子发射理论。在真空中，放电的维持主要借助于场致电子发射和局部高气

压下的电离来实现。放电时阴极辉点前产生大量金属蒸气，阴极附近气压增高，气体自由程缩短。蒸气原子被场致发射的电子电离出大量的正离子，部分正离子和阴极蒸发材料被局部高气压推向远离阴极的低气压空间，另一部分正离子被阴极吸引向阴极运动并堆积在阴极附近，结果在阴极附近形成空间电荷层，在阴极表面很短的距离内产生的极强电场，导致在有微突起和逸出功小的部位引起新一轮场致电子发射。上述过程连续进行使阴极弧光放电得以持续进行，放电后留下分散的放电痕。

多弧离子镀的特点是由弧光放电直接产生离子，蒸发材料不需要熔池，由于阴极弧源的背面有冷却装置，因此阴极靶保持很低的温度，这样阴极弧源可以在器壁上任意方向布置；镀膜离子的能量高，可以与基体产生混合效应，附着力高；离化率高，可达 60%～80%；绕镀性好，且沉积速度快，适合于复杂形状的零件，同时也减少了卡具。蒸发源也是离化源、净化源、加热源，即一弧多用，大大减少了辅助操作，提高了生产率；弧靶结构简单、便于制造，低压操作也安全可靠，使用不同电参数靶，便于获得合金膜和复合膜。目前多弧离子镀已成为大批量处理高速钢刀具的实用工艺。

多弧离子镀的缺点是阴极材料在弧光放电时会有部分没完全变成气态，而是以液态金属微粒的形式存在，通常称为液滴。液滴的存在导致沉积膜时表面有微粒或软点。为消除弧光放电时产生的液滴，很多过滤器被设计出来。由于液滴和离子的区别在于液滴团不显电性，带电粒子在磁场中运动要受到洛仑茨力的作用，因而可利用磁场对等离子体的这种作用，来控制离子的空间分布和运动方向，而液滴不带电，在磁场中运动不受这种力的作用，这样可以采用磁场进行过滤。根据过滤器的结构，常用的有直线型和曲线型两大类。

离子镀的种类除以上介绍的方法外，还有簇团离子束镀、电弧放电型高真空离子镀、溅射离子镀、离子束辅助沉积和双离子束镀等。

3.1.3 等离子体物理气相沉积的应用

等离子体物理气相沉积的应用主要可分为物理功能薄膜和机械功能薄膜两大类。物理功能薄膜主要包括电、磁、声、光等功能薄膜材料；机械功能薄膜主要包括耐磨、减摩、耐热、抗蚀等表面强化薄膜材料、固体润滑薄膜材料。

物理功能薄膜主要有以下应用：在电子工业中，主要应用于导电膜、介质膜、半导体膜、超导膜；在磁性材料及磁记录介质中，主要应用于指标磁记录薄膜、光磁记录薄膜、磁学器件等；在平面显示领域，主要制备荧光显示管、等离子管、液晶显示器、发光二极管等；在光学及光导通信领域，主要用于制备保护膜、反射膜、增透膜、光变频、光开关器件、光记忆器件、高密度存储器、光传感器等；在能源科学领域，主要应用于制备太阳能电池、透明导电膜、耐热、抗辐照、表面保护材料。

机械功能薄膜包括 TiC、TiN、Al_2O_3、HfN、WC、TiO_2、SiO_2、Si_3N_4 等硬质膜或保护膜；Al、W、Ta、Ti、Mo、Co、Cr、Zn、Cd、Au、Ag、Pb、Cu、MoS_2 等合金薄膜及润滑膜等。主要在以下几方面应用：高速钢、硬质合金、模具钢、普通碳钢等刀具、模具、超硬工具和机械零件表面耐磨硬化；钢、塑料、半导体等的表面保护强化；排气管、耐火材料、发动机材料、航空航天器件的表面耐热处理；飞机、船舶、汽车、管材、构件的表面耐蚀处理、高温合金、结构金属、轴承钢等零件的润滑处理；首饰、徽章、钟表、眼镜等用品的着色、光饰处理等。

3.2 等离子体化学气相沉积

用原料气体在热平衡状态下，经化学反应沉积硬质膜的方法叫化学气相沉积（CVD）。因其工艺温度高、气压高，则膜/基结合牢固、绕镀性好，工件无需转动，而且设备简单，适于非导体基体和沉积介质膜，尤其可以沉积 TiN、TiC 等硬质膜，具有很大的吸引力。但单纯的 CVD 技术的沉积温度在 1 000℃，难以在工业生产中应用，为此人们在降低沉积温度方面采取了很多措施，其中重要的方法是采用等离子体增强的方法。

3.2.1 等离子体化学气相沉积的原理

等离子体化学气相沉积技术原理是利用低温等离子体作激发源，工件置于低气压下辉光放电的阴极上，利用辉光放电（或另加发热体）使工件升温到预定的温度，然后通入适量的反应气体，用气体放电将低压原料气等离子体化，形成活性的激发分子、原子、离子和原子团等，使化学反应增强、经一系列化学反应和等离子体反应，在较低温度(200～500℃)下，沉积出硬质膜。

由于粒子间的碰撞，产生剧烈的气体电离，使反应气体受到活化。同时发生阴极溅射效应，为沉积薄膜提供了清洁的活性高的表面。因而整个沉积过程与仅有热激活的过程有显著不同。这两方面的作用，在提高涂层结合力，降低沉积温度，加快反应速度诸方面都创造了有利条件。

等离子体化学气相沉积技术按等离子体能量源方式划分，有直流辉光放电、脉冲辉光放电、射频放电和微波等离子体放电等。随着频率的增加，等离子体强化 CVD 过程的作用越明显，形成化合物的温度越低。以 TiN 为例，直流放电需 550℃，射频放电约 250℃，微波放电甚至可降至室温。

等离子体是一种高活性气氛，参照本章 2.1.2 节中的等离子体中的化学反应可知，电子借助电场能量通过与气体的碰撞造成分解、激发和电离，电场能量代替热能加速了化学分解和化合，并使一些难于发生的反应变得容易，使化学反应在较低温度非热平衡条件下进行。

3.2.2 等离子体化学气相沉积方法

PCVD 的工艺装置由沉积室、反应物输送系统、放电电源、真空系统及检测系统组成。气源需用气体净化器除去水分和其他杂质，经调节装置得到所需要的流量，再与源物质同时被送入沉积室。

1）直流等离子体化学气相沉积　直流等离子体化学气相沉积 TiN 的装置简图如图 3.5-33 所示。反应室和阴极都用不锈钢制成，以避免腐蚀。工件可采用吊挂或堆放方式，与负极相连。为了温度均匀有的另设电阻加热装置，如图 3.5-34 所示。与离子渗氮方法相似，利用高压直流负偏压（－1～－5 kV），使低压反应气体发生辉光放电产生等离子体，并在工件表面沉积成膜。

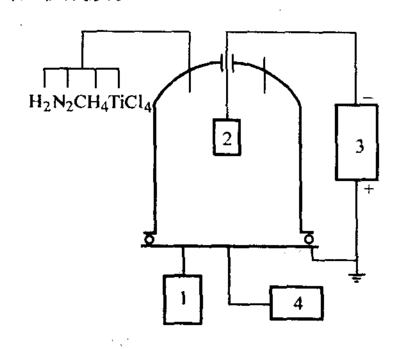


图 3.5-33 直流等离子体化学气相沉积装置示意图
1—真空仪；2—试样（工件）；3—直流电源；4—旋片式真空泵

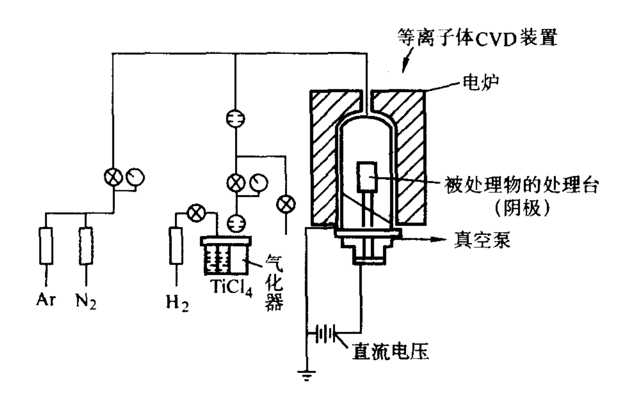


图 3.5-34 带有辅助热源的直流等离子体化学气相沉积装置示意图

此类设备结构简单、操作方便。由于放电电场不均匀分布，使沉积反应主要集中在阴极位降区（工件表面上），进一步提高了沉积效果，避免了在器壁上的沉积。这种装置的缺点是不能用于介质膜和非导体的工件。因为在其上电荷的积累排斥了进一步沉积、并且造成积累放电而破坏了正常反应。

同离子渗氮一样，如果将直流电源换成脉冲电源，进行 PCVD，在低压气体直流脉冲放电下产生的等离子体，可有效地避免空心阴极效应和弧光放电的损害，适用于结构复杂及带有小孔等零件。它可以得到不受基体加热影响的稳定辉光放电，温度和沉积效果均匀一致。

2）射频等离子体化学气相沉积　在低压容器的两极上加高频电压则产生射频放电形成等离子体，射频电源通常采用电容耦合或电感耦合方式，其中又可分为电极式和无电极式结构，电极式一般采用平板式或热管式结构（见图 3.5-35），优点是可容纳较多工件，但这种装置中的分解率低于1%。电极式装置设在反应容器外时，主要为感应线圈，如图 3.5-36，也叫无极环形放电，射频频率为 13.56 MHz。

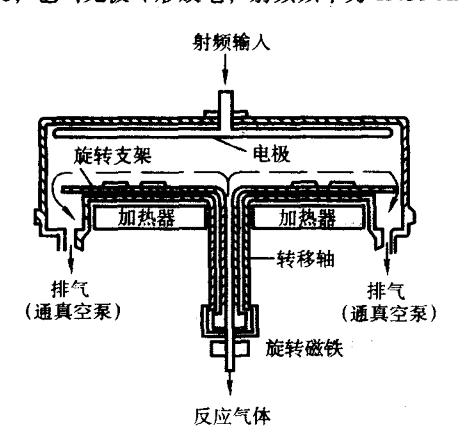


图 3.5-35 平板型射频等离子体 CVD 装置

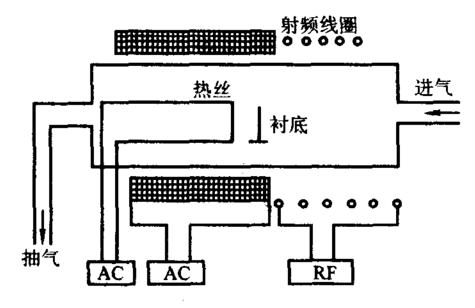


图 3.5-36 电感耦合热丝辅助射频等离子体 CVD 装置

3）微波等离子体化学气相沉积　微波等离子体的特点是能量大，活性强。激发的亚稳态原子多，化学反应容易进行，是一种很有发展前途、用途广泛的新工艺，微波频率为 2.45 GHz，装置如图 3.5-37 所示。微波放电与直流辉光放电相比具有设备结构简单，容易起辉，耦合效率高，工作稳定，无气体污染及电极腐蚀，工作频带宽等优点，装置主要由微波发生器、环形器、定向耦合器、表面波导放电部分及沉积室组成。

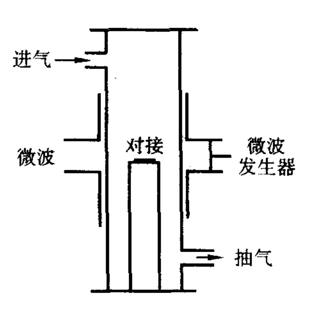


图 3.5-37 微波等离子体 CVD 装置

3.2.3 等离子体化学气相沉积的特点

PCVD 技术具有沉积温度低，沉积速率快，绕镀性好，薄膜与基体结合强度好，设备操作维护简单等优点，用 PCVD 法调节工艺参数方便灵活，容易调整和控制薄膜厚度和成分组成结构，沉积出多层复合膜及多层梯度复合膜等优质膜，同时，PCVD 法还拓展了新的低温沉积领域，例如，用 PCVD 法可将 TiN 的反应温度由 CVD 法的 1 000℃降到 200～500℃，用 PCVD 法制备纳米陶瓷薄膜的特点是：产品的弹性模量、抗压强度和硬度都很高，耐磨性好，化学性能稳定，抗氧化性和腐蚀性好，有较高的高温强度。

但 PCVD 技术自身还存在一些问题。

1）温度的精确测量和温度的均匀性问题。

2）腐蚀污染问题。因为通过化学反应，有反应产物及副产物，对腐蚀性产物要解决真空泵的腐蚀问题，还要解决排气的污染控制及清除问题。

3）沉积膜中的残留气体问题。用 PCVD 法所得 TiN 薄膜中的氯气含量随沉积温度的升高而降低，一般来讲，沉积温度高，速度慢，可减少残余气体量，在 Si_3N_4 膜中，若含氢量多，会影响膜的介电性能。

3.2.4 等离子体化学气相沉积的应用范围

PCVD 工艺具有广泛的用途。

1）超硬膜的应用（TiN、TiC、TiCN、（TiAl）N、C-BN 等）　PCVD 法宜于在形状复杂、面积大的工件上获得超硬膜，沉积速率可达 4～10 μm/h，硬度大于 2 000 HV，绕镀性好，工件不需旋转就可得到均匀的镀层。大量应用于切削刀具、磨具和耐磨零件。

2）半导体元件上绝缘膜的形成　过去半导体元件上的绝缘膜大多用 SiO_2，现在用 SiN_4 + H_2 用 PCVD 法来形成 Si_3N_4，Si_3N_4 的绝缘性、抗氧化性、耐酸性、耐碱性，比 SiO_2 强，从电性能及其掺杂效率来讲都是最好的，特别是当前的高速元件 GaAs 绝缘膜的形成，高温处理是不可能的，只能在低温下用等离子法进行沉积。

3）金刚石、硬碳膜及立方氮化硼的沉积　对于低压合成金刚石、硬碳膜及立方氮化硼的研究工作，国内外学者及研究机构都做了大量的工作，用各种 PCVD 方法都可得到这些材料，但用得最多的是微波 PCVD 金刚石薄膜，在半导体和光学器件上的应用已较成熟，但在切削刀具、模具上的应用尚有大量工作要做。

4) 光导钎维　采用等离子体化学气相沉积技术可以较好地控制光导纤维的径向折射率的分布，这种工艺可使光导纤维具有低的色散性。

4　等离子体基离子注入技术

等离子体基离子注入（Plasma based ion implantation）技术是作为束线离子注入的非视线替代过程加以研究的，该理念在1987年由美国的J. R. Conrad提出，并于1988获得美国专利。和束线离子注入一样，等离子体基离子注入可以把原子或离子引入固体衬底表面层中的一定位置，从而使材料表面和基体性能得到改善。该技术不受热力学和动力学的限制，可以不通过加热、激冷，在室温下直接获得过饱和固溶体和非晶态等热力学非平衡组织，使经注入获得的改性层具有许多优异的性能，而且它不存在一般涂层的结合力问题和热变形问题。试验证明PBII可以获得表面改性所需要的离子注入浓度及深度，提高材料表面的力学性能，从而延长工件的使用寿命。同时，PBII从根本上摆脱了传统的束线离子注入视线过程的不足，对几何形状复杂零件，可以在各个表面同时实现注入，而不需附加复杂的工件转动装置和离子束扫描系统。这一特点简化了设备并降低了成本，使PBII在工业应用中具有极大的潜力。

4.1　等离子体基离子注入技术的基本原理

等离子体基离子注入的装置简图如图3.5-38所示。将工件放在充有一定气体的真空室内，用热电子、射频或微波激发等离子体，工件淹没在等离子体气氛中，当以工件为阴极，真空室壁为阳极，施加高压脉冲时，工件附近电子被逐出，而正离子在电场作用下被加速，投向并注入工件表面，从而实现了等离子体基离子注入。

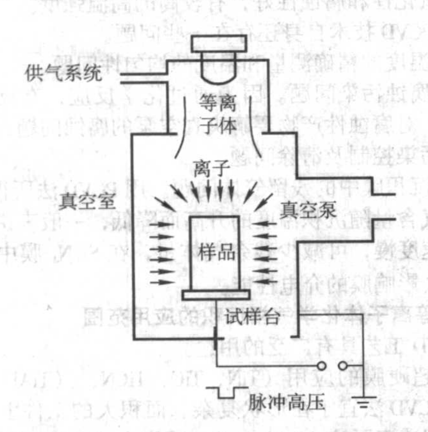


图3.5-38　等离子体基离子注入设备简图

其工作的物理基础如图3.5-39所示，在未加负高压脉冲之前，淹没在等离子体中的工件（包括工作台）与外界没有任何电的联系，因而可以把它看成等离子体中的悬浮插入物。当在工件上加一电压脉冲时，工件电位提高至最大负电位，工件近表面的电子将以极快的速度被逐出，其时间决定于等离子体特征参数。在电子开始被逐出时，可以把比电子重得多的离子看作是不运动的。逐出电子的结果，在工件附近留下了一个离子空间荷电区域，形成一定的电位分布，即离子－基体鞘层。鞘层的厚度由施加的电压、等离子体的离子密度、离子种类所决定，通常情况下为数十至数百毫米。等离子体鞘层是不稳定的，在加速脉冲电场作用下，正离子将被加速而冲向工件。在继续施加电压脉冲过程中，鞘层中离子浓度降低，结果使鞘层边缘以接近等离子体离子声速的速度向外扩展，直至这一施加电压脉冲结束。

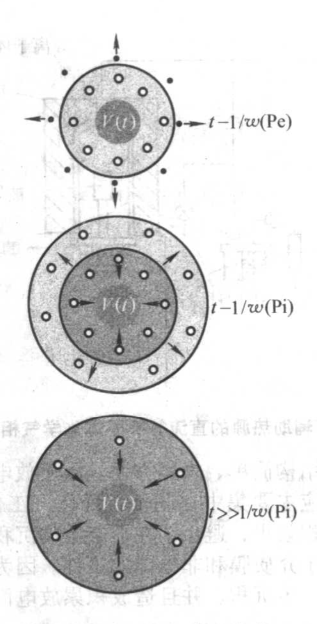


图3.5-39　等离子体鞘层在负高压脉冲 $V(t)$ 作用下随时间的演化

•电子　○离子

4.2　等离子体基离子注入技术的工作模式

PBII体系的一个极大的优点是可以在一个真空室内实现多种表面处理工艺，为几乎所有的等离子体基处理添加高能离子轰击过程，包括等离子体渗氮，等离子体增强PVD或CVD。高能离子的轰击作用造成的界面混合，增强了改性层与基体间的结合力。因此PBII技术可作为增强膜基结合力的处理过程加以应用，并能和其他沉积技术结合产生许多全新的表面处理过程。这一特点拓宽了PBII技术的应用领域并提高了效率。研究结果表明，可以应用PBII制备较厚的表面改性层，梯度界面层、多层膜等性质优良、结合力好的改性层。

目前，PBII技术可以按如下模式运行。

1) 气相元素的等离子体基离子注入　运用PBII进行气体离子的注入（如N、C等），以改善金属材料表面特性。对不锈钢表面注入N可以提高表面的硬度和耐磨损性能，注C可以降低摩擦系数，改善基体的摩擦学特性。尤其可贵的是，这一过程可以使不锈钢的表面变硬但又不损失其耐腐蚀的特性，极大地扩展了不锈钢的应用领域。对高速钢和轴承钢的注入N结果也表现出了增强的表面性能和延长的使用寿命。Al表面致密的氧化物阻碍了N的扩散，传统的渗氮方法不能生成厚度超过1～3 μm的AlN层。应用PBII可以实现Al合金的渗氮过程，使其表面硬度和耐磨损性能显著提高，而且生成的AlN改性层可以作为后续沉积硬质膜（如CrN）的支撑层。Ti及其合金经PBII处理后，表面形成了TiN，增加了表面的显微硬度，使基体的摩擦磨损性能得到提高。

2) 金属元素的等离子体基离子注入　金属PBII是PBII技术的延伸，它利用金属等离子体的稠密特性和金属原子大的碰撞截面，同时采用稳态的气体等离子体和脉冲金属等离子体，将离子注入和薄膜沉积结合在一起。金属等离子体源可以是溅射沉积和离子镀中的任何一种，也可以以蒸气的形式提供，或直接通入含有金属元素的气体，这些物质在等离子体基离子注入的真空室内被进一步离化形成金属等离子体。在金属PBII技术中，注入和沉积交替进行，同时具有直接注入和反冲注入的特性，从而形成结合力优良的界面混合层，产生性质不同的表面改性结果。在金属PBII过程中，用阴极弧或磁控靶在真空室内激发金属等离子体，在每一电

压脉冲的开始施加、延续和下降的阶段，金属离子在工件表面产生轰击溅射和注入效应，而当脉冲电压为零阶段时则发生金属的沉积。若沉积速率大于溅射和离子注入混合效应，则除了产生注入层外还会产生沉积层。在离子注入混合效应的作用下，从沉积层到基体表面成分是渐变的，膜基结合是无界面结合，完全不同于一般物理气相沉积。与无界面混合的沉积相比，这种结合方式不仅能改善膜与基体的结合力，还可以降低由于膜材料与基体的结构不匹配而造成的应力。研究表明，该工艺可以在三维基体表面形成均匀分布的TiN涂层。

3）超硬非晶碳膜的合成　等离子体基离子注入碳时，尽管采用碳氢化合物气体作为碳源，但当其被激发为冷等离子体时会分解为碳原子，出现沉积现象，生成类金刚石碳（DLC）膜。DLC膜具有许多优良的特性，吸引了科研工作者的关注。DLC膜具有高硬度、低摩擦系数的特性，可以增强基体材料的摩擦磨损性能；DLC膜具有化学惰性可以显著提高材料的耐腐蚀性能；DLC膜具有高电阻性，适于应用在某些电学环境。应用PBII合成DLC膜的优越性在于，可以在基体材料和涂层之间构造一个C浓度梯度界面，极大地释放热应力和内应力，增强了膜与基体间的结合力，解决了DLC膜易剥落的问题。

4）等离子体升温离子注入　在PBII过程中，高电压脉冲的宽度和重复频率可以在较大范围内变化，即可以通过调整试验参数，包括电压，脉宽和脉冲重复频率（即能量沉积率）来调整注入过程中靶所处的温度，从而实现常温，中温和高温注入，以满足材料的性能要求。如果有些工件本身不要求限制其注入温度，则可以利用注入粒子所沉积的能量加热工件，以促进其热扩散，提高注入元素的注入深度，由此产生了升温PBII。

升温PBII的过程实质是将PBII与等离子体渗氮相结合，从而获得较厚的改性层。应用PBII可以在低于等离子体渗氮温度的条件下，使N的增强扩散区域超出注入的射程深度，增大改性层的厚度。在升温PBII中，N引入基体衬底不仅依赖于N元素在金属表面的热化学吸附，还来源于表面层50～100nm处由注入引入的N元素。在近表面产生的高N浓度区还会驱动后续的N扩散，因此可以在200～450℃的温度范围内实现“渗氮”，这一特点使其适用于处理不耐高温的合金和组分。

5）等离子体基离子注入混合　PBII对金属的注入可以提高其耐磨损和耐腐蚀性能，但这种应用受到了离子注入固有的注入深度浅的束缚。研究人员将PBII技术和PVD，CVD等镀膜技术结合起来，使其兼具气相沉积和离子注入的优点，以制备较厚的改性层。离子注入混合的概念是：在基体上沉积一层材料，然后用离子轰击该沉积层，离子的能量足以使注入离子的分布区域超过膜的厚度。离子注入效应使混合注入层与基材之间没有截然分开的界面，比普通物理气相沉积沉积层与基材之间的结合力好得多。该技术的目的是为了在较低的离子剂量下得到比通常高剂量注入技术更高的溶质浓度。

等离子体基离子注入混合延伸了离子辅助沉积的理念（通常离子能量在100～1 000 eV之间），在涂层沉积的过程中，使用了具有更高能量的离子进行轰击。沉积和注入过程相结合，可以使改性层随工艺时间的延长而增厚，而不像纯离子注入那样，注入层深度受注入离子能量的限制。采用多周期PBII，可以在多层膜之间和膜与基体之间产生界面混合，增强结合力，获得较厚的沉积层、梯度层以及无界面的多层结构。PBII的脉冲特性使高能离子轰击只占总沉积时间的一小部分，但该过程对于改性层的结构，成分和性能将会产生很大的影响。用该方法可以设计多层膜的结构和成分，很有应用前景。

4.3 等离子体基离子注入技术的特点

等离子体基离子注入具有如下特点。

1）注入元素的种类不受固溶度和扩散系数的影响。因此用该种方法可获得不同于平衡结构的特殊物质，是开发新型材料的非常独特的方法。

2）在真空中可对注入温度和注入后的温度进行任意控制，不氧化、不变形、不发生退火软化，可作为最终工艺。

3）可获得两层或两层以上性能不同的复合材料，复合层不易脱落。注入层薄、工件尺寸基本不变。

4）可以对大量形状复杂的零件同时进行注入。

5）设备简单，成本较低，只需运行真空系统，无需产生和控制离子束。

6）为低温处理过程，高束流覆盖整个表面，避免了强离子束扫描引起的局部发热问题，可用于处理热敏材料。

7）有着高的剂量率，入射离子能量范围较宽，可实现大面积的注入。

迄今为止，在PBII工艺的机制和可能的应用方面已经进行了深入的研究。然而，使工艺由实验室向工业生产的转化主要局限于个别、低能量应用。事实上，大规模的生产所要求的生产工具尚在发展之中。大尺寸的多磁极等离子体和高能脉冲发生器是制约PBII工艺应用于工业生产的主要因素。加之等离子鞘层的厚度看作是脉冲电压的函数，分析表明高于250 kV的操作是极不现实的，不仅会导致等离子体鞘层尺度的大幅增加，而且产生等离子体成本也会大幅度增加。

受到物理因素和技术因素的制约，PBII技术具有如下局限性。

1）注入离子能量受等离子体的限制，例如在一定的气压和一定的离子密度情况下，可以施加的脉冲峰值电压有一定的限制，因此，目前等离子体基离子注入所采用的脉冲峰值电压一般都在100 kV以下，这就限制了离子注入深度。

2）由于没有对离子种类进行分选的磁场，即使采用单一介质，等离子体中离子也非单一种类离子（如氮等离子体中N^+和N_2^+同时存在）。不同种类离子在相同脉冲电压作用下，其注入效果也不一样，因此，PBII注入层中注入元素的浓度深度分布与束线离子注入有较大偏差。

3）离子注入能量呈连续分布，注入离子非单一能量，离子的能量分布取决于离子电量、偏压、气压、脉宽等。

4）PBII不是一个连续过程，在每一脉冲时段内，在峰值电压平台发生离子注入效应，而在电压为零时，工件浸泡在等离子体中，只发生中性离子吸附、沉淀作用，而无离子注入效应。

5）难以实现在线的剂量监测，离子加速轰击靶表面以及由此产生的二次电子发射会导致高的电流密度并有可能形成X射线。

上述特点使PBII有别于传统的束线离子注入过程，而具有许多独有的特性。尽管PBII摆脱了视线过程的束缚，早期的研究结果证明在试样表面可获得均匀的结果，但进一步的研究却揭示出靶表面不均匀的剂量分布是不可避免的。

4.4 离子注入技术改善表面性能的机理

高剂量的离子注入在金属材料表面引起辐射损伤，造成大量缺陷，如空位、空位团等，这些缺陷积聚在材料表面形成稠密的位错网络。由于位错和点缺陷的交互作用，注入的离子钉扎位错或被捕获，使注入所形成的位错固定不动。因此，注入离子本身对注入所引起的无序起着结点稳定作用时，可获得非晶层。

当荷能粒子注入基体引起级联碰撞时，在级联碰撞区域最后一次离位碰撞，引起周围数十个阵点正离子剧烈振动，局部温升可达 1 000 K 以上，这时该区域的全部原子都处于运动状态，像热熔的液体一样，故称之为“热峰”。由于级联碰撞过程在 10^{-12} s 左右的瞬间完成，随后该加热区又迅速冷却，类似于急冷，从而可使无序状态固定下来形成非晶结构。

通过对等离子体基离子注入层形成的微观机制的深入研究，可以将钢基体中离子注入氮提高表面层性能的机理归纳如下。

1）离子注入的轰击作用会引起辐照损伤形成空位、间隙原子、高密度位错网络等，引起点阵畸变。

2）高浓度离子的注入可促进高硬度化合物物相形成，产生弥散强化。

3）形成的非晶态基本上是各向同性的，因而不易出现由缺陷诱发的各种形变，提高材料表面的强度和硬度。

4）离子注入可以使晶粒细化，而晶粒细化不仅可提高屈服强度，而且有益于提高韧性。

5）注入表层的离子还可以轰击碎化表面脆性相的网络结构，提高改性层韧性。

6）注入离子挤入表面区域，在材料中产生残余压应力。

4.5 等离子体基离子注入技术的应用

PBII 的应用范围很广，不仅能实现金属材料的表面改性，而且在半导体工业领域以及高分子材料的表面处理方面均有应用。研究结果表明，无需待注入靶转动，PBII 可在非平面靶上获得可接受的剂量均匀性，并且这种均匀性在批量生产中亦可获得。其主要应用在以下几方面：提高精密零件表面的耐磨性、疲劳性能和耐腐蚀性，制备超硬碳膜，电极材料改性；提高聚合物材料表面的润湿性、抗环境氧化性、耐磨性；在半导体领域制备浅结 pn 结、掺杂、平板显示器、SOI 材料键合和离子切割；提高生物材料的生物相容性等。

编写：马欣新（哈尔滨工业大学）

第6章　化学气相沉积和物理气相沉积

材料通过热处理工程可以提高它的力学性能、物理性能、化学性能，从而可以提高汽车、机床等机械零部件和工模具的承载性能和使用寿命。

本篇第1章至第5章中论述的热处理基本工艺过程的共同特点是，被处理物件在不同介质中“加热—保温—冷却”，以使其整体材质或表面材质发生热力学相变或成分变化，使机械零件或工模具的整体性能或表面性能得到提高。本章论述的化学气相沉积和物理气相沉积技术，是在基本不改变物件本身的材料成分、晶体结构和性能的基础上，通过各种化学气相沉积和物理气相沉积反应过程，在物件表面沉积上一层或多层性能更优异的硬质涂层，有效地改善了物件的综合力学性能和化学性能，从而大幅度地提高了机械零件或工模具的使用寿命及被加工零件的表面质量。

气相沉积技术应用范围很广，因此其技术种类很多，新技术也层出不穷。气相沉积技术不单可以提高材料的力学性能、化学性能，还可以使物件具有特殊的物理性能。如电学性能、磁学性能、光学性能、太阳能转换功能等。除了可以用于提高材料表面的硬度、耐磨性、抗腐蚀性、抗氧化性等性能外，还可以制作各种功能器件。如磁盘、光盘、半导体器件、集成电路、太阳能电池、太阳能集热管、液晶显示器、敏感元件等。由于《材料表面工程》卷中还将论述各种“功能薄膜覆层技术”，故本章作为《材料热处理工程卷》的内容，着重论述有关提高材料表面力学性能和化学性能方面的气相沉积技术。即重点介绍获得各种碳化物、氮化物、氧化物、硼化物、金刚石涂层等硬质涂层的化学气相沉积和物理气相沉积技术。系统介绍各种化学气相沉积和物理气相沉积技术的工艺原理、设备结构特点、工艺过程、工艺参数范围、涂层质量控制及涂层组织结构、涂层性能分析、应用范围等方面的内容。

化学气相沉积涂层的反应源物质均是气态物质（或由液态蒸发、固态升华而成气态）。在高温，或在温度及等离子体作用下，各种反应源气体在被处理物件表面进行“分解和化合”反应，生成的固态反应物沉积在物件表面。化学气相沉积属热平衡反应，完全符合化学反应的热力学和动力学过程。通过改变进入反应室的反应源气体，就可以在物件表面沉积多种硬质涂层或它们的复合涂层。化学气相沉积工艺技术多用于在硬质合金工模具和钢制冷作模具上沉积氮化钛等硬质涂层或复合硬质涂层，能显著提高其使用寿命。

物理气相沉积涂层的反应源物质是固态物质。在低气压等离子体中，将固态反应源物质进行“蒸发或溅射”后，与通入的反应气体经过“电离、复合和结合反应”等物理过程，在物件表面沉积氮化钛等硬质涂层和它们的复合涂层。物理气相沉积属非热平衡反应，它利用辉光放电等离子体、热弧光放电等离子体、冷场弧光放电等离子体和微波等离子体的能量反应生成涂层，是一种多学科交叉的新技术，发展很快。等离子体能量的利用，使很多在高温下才能进行的反应沉积过程，可以在较低温度下进行。如高速钢刀具可以在经过常规热处理和刃口磨削加工之后，在回火温度范围内沉积氮化钛、金刚石、氮化碳等硬质涂层。随着物理气相沉积技术的进展，涂层和基体间的结合强度得到了进一步改善，所以近几年物理气相沉积技术在精密硬质合金刀具、模具上的应用也得到了很大发展。

硬质涂层气相沉积技术，是一种提高产品质量、降低生产成本、提高产品竞争力的新技术，特别是在机械加工领域，更是具有特殊的重要作用。所以这项新技术问世以来，受到普遍重视，得到迅速的发展。在国外工业发达国家，涂层硬质合金刀具产量已占总产量的60%以上，涂层高速钢刀具已占总产量的20%左右，各种涂层模具产品应用也越来越多，创造了巨大的技术经济效益，被称为是新材料领域中的一次革命。

我国从1971年开始，先后对硬质涂层化学气相沉积和物理气相沉积工艺技术及设备进行了研究，并取得了很大的进展，有些科研成果已经达到了世界先进水平。目前，碳化钛、氮化钛、氮硼钛、三氧化二铝、金刚石、氮化碳等单层涂层和多层复合涂层的气相沉积工艺技术及设备，在我国正在大力推广应用，预计到2005年，我国涂层硬质合金刀具产量将占总产量的20%以上，涂层高速钢刀具将占总产量的8%左右。发展空间十分广阔，相信随着硬质涂层气相沉积技术的发展，必将对我国工业现代化做出更大的贡献！

1　硬质涂层

1.1　硬质涂层气相沉积技术的进展

硬质涂层最早是采用化学气相沉积工艺技术沉积的。早在1949年，西德金属组合有限公司为了提高工具钢的耐磨损性能，研究成功了TiC涂层。1962年瑞典Sandvik公司开始研究TiC涂层硬质合金刀片，并于1967年获得成功。1968年瑞典Sandvik公司和西德Widia公司几乎同时在市场上出售了他们生产的TiC涂层（2~3 μm）硬质合金刀片产品。不久又推出了TiN、TiC+TiN涂层硬质合金刀片。到1973年和1980年又相继研究成功了性能更好的第二代TiC+Al_2O_3和第三代TiC+Al_2O_3+TiN等多种复合涂层硬质合金刀片，刀具切削寿命得到了进一步的提高。由于涂层硬质合金刀具具有耐磨损、韧度高、化学稳定性好等优异复合性能，因此刀具切削寿命提高了1~3倍，切削速度也提高了30%以上，技术经济效益十分明显。所以世界各工业发达国家都竞相加入了研究、开发、生产涂层硬质合金工具的行列，使化学气相沉积的技术水平和涂层材料种类发展很快。

由于化学气相沉积技术一般是在1 000℃左右的高温下进行的，沉积温度超过了许多刀具的热处理回火温度，大多数高速钢、工具钢制造的精密成型刀具、模具都不宜采用。硬质涂层物理气相沉积技术就是为了解决这些难题而发展起来的。与化学气相沉积技术相比，物理气相沉积技术都不同程度地利用了低压等离子体或其他能量激活方法来促进涂层的沉积反应，从而降低了沉积反应温度，可在高速钢工具回火温度550℃以下沉积TiN、TiAlN等多种硬质涂层。大幅度地提高了精密、复杂高钢刀具的使用寿命。所以自20世纪80年代以来，物理气相沉积技术在世界上发展十分迅速，形成了一股热潮。另外，由于沉积温度低，物理气相沉积对硬质合金刀具基体不会产生不利的影响，所以近几年物理气相沉积技术在硬质合金工模具领域中的应用进展也很快。

目前，世界上采用化学气相沉积和物理气相沉积技术生产硬质涂层工具、模具，耐磨损、耐腐蚀机械零部件的公司越来越多。各种涂层工具牌号达上千种，产量不断扩大。硬质涂层气相沉积技术水平也得到了很大的提高。这些都将为促进机械制造业的不断发展，奠定了坚实的基础。

1.2 常用硬质涂层材料种类

可作为硬质涂层的材料很多。根据化学结合的特征，我们可以将硬质涂层材料分成三组。

1）金属键型硬质材料，主要指过渡族金属的硼化物、碳化物和氮化物。如 TiN、TiC、TiB_2 等。

2）共价键型硬质材料，主要指 Al、Si、B 的硼化物、碳化物和氮化物。如 CBN、AlN、金刚石等。

3）离子键型硬质材料，主要指 Al、Zr、Ti、Be 的氧化物。如 Al_2O_3、ZrO_2 等。

以上三组硬质材料是硬质涂层材料的基础，绝大多数复合硬质涂层材料，都是在它们的基础上转变衍生出来的。目前常用的硬质涂层材料和它们的主要性能列入表 3.6-1、表 3.6-2 中。

表 3.6-1 硬质涂层材料分类

金属键型	共价键型	离子键型
过渡族金属的碳化物、氮化物、硼化物等。如 TiC、VC、WC、TiN、TiB_2	Al、Si、B 的碳化物、氮化物、硼化物及金刚石等。如 B_4C、SiC、BN、C（金刚石）	Al、Zr、Ti、Be 的氧化物等。如 Al_2O_3、ZrO_2、BeO

表 3.6-2 各种硬质材料的物理性能

名称	密度 /g·cm^{-3}	熔点 /℃	硬度 HV 或 HK	弹性模量 E /GPa	起始氧化温度 /℃	热导率 /W·(m·K)$^{-1}$	线胀系数 /10^{-6}K^{-1}
金属键型硬质材料							
TiB_2	4.50	3 225	3 000	570	1 300～1 500	25.958	7.8
TiC	4.39	3 067	2 800～3 200	320～470	1 100	16.75～25.12	8.0～8.6
TiN	5.40	2 950	2 100	300～620	1 100	20.93～29.31	9.4
ZrC	6.63	3 445	2 560	410	—	—	7.0～7.4
ZrN	7.32	2 982	1 600	520	—	—	7.2
VC	5.41	2 648	2 900	440	—	—	7.3
VN	6.11	2 177	1 560	470	—	—	9.2
NbC	7.78	3 613	1 800	590	—	—	7.2
NbN	8.48	2 204	1 400	490	—	—	10.1
TaC	14.48	3 985	1 550	570	—	—	7.1
Cr_3C_2	6.68	1 810	2 150	410	—	—	11.7
CrN	6.12	1 050	1 100	410	—	—	—
WC	15.72	277 6	2 000～2 350	730	500～800	29.31	3.8～3.9
共价键型硬质材料							
B_4C	2.52	2 450	3 000～4 000	450	—	—	4.5 (5.6)
CBN	3.48	2 970～3 227	≈5 000	670	1 360	1 279.91	4.8
金刚石	3.52	3 800	8 000～10 000	930	600	2 038.97	1.2～4.5
SiC	3.22	2 760	2 600	490	—	—	5.3
Si_3N_4	3.19	1 900（分解）	1 720	290	1 300	16.75～25.12	2.5
AlN	3.26	2 250	1 230	360	—	—	5.7
离子键型硬质材料							
Al_2O_3	3.98	2 047	2 300～2 700	400	稳定	29.31	8.4
TiO_2	4.25	1 867	1 100	210	—	—	9.0
ZrO_2	5.76	2 677	1 200	190	稳定	1.88	11 (7.6)
HfO_2	10.2	2 900	780	—	—	—	6.5
BeO	3.03	2 550	1 500	390	—	—	9.0

随着机械、电子、汽车、航空航天、轻工业的发展，对材料表面性能的要求越来越高，难加工材料种类越来越多，应用越来越广，加工用的刀具、模具的使用条件更加苛刻。仍然采用单质涂层或单层涂层已经不能满足对涂层制品性能的更高要求。为此，开发出多元硬质涂层、多层硬质涂层。涂层成分和结构向梯度变化和纳米级方向发展，硬度大大提高。新型涂层有 TiAlN、MT-TiCN-Al_2O_3-TiN、纳米晶 Ti-Si-N、Ti-B-N、TiN-C_3N_4、Ti-DLC、金刚石等，硬度可达 3 000～6 500HV。

1.3 硬质涂层对工业发展的贡献

硬质涂层气相沉积新技术研究成功并用于生产，其发展

速度之快，令人瞩目。已成为当今材料科学研究、应用的新热点。之所以如此，是因为它给世界工业发展带来了巨大的推动力，取得了重大的经济效益和社会效益。

1）提高机械加工效率，降低生产成本　硬质涂层工具和模具具有硬度高、韧度好、抗氧化、耐磨损等优异的综合力学性能，使用寿命分别可以提高 1～3 倍和 4～10 倍以上，大幅度减少了工模具更换时间，提高了生产效率，降低了成本。以硬质合金刀具为例，其切削加工速度一般均可提高 30%～50%左右，有的可以提高几倍。在加工钢材时切削速度甚至能达到 500 m/min 以上。据估测，自 1968 年到 1998 年，涂层硬质合金刀具生产应用 30 年间，机械加工生产效率提高了 10 倍以上。

另外，涂层硬质合金刀具适用范围宽。在加工中，一种涂层刀具可以取代多种未涂层刀具。这样使原来硬质合金刀具牌号减少了 30%，便于工具管理，也减少了生产成本。

2）提高了产品质量和市场竞争力　由于硬质涂层工具、模具的硬度高、摩擦系数小和被加工零件材料之间的亲和力低，不易形成切屑瘤和粘着磨损，使切削力降低了 20%左右，切削热也降低了近 10%。这些都对减少被加工零件的变形、提高零件尺寸精度和降低表面粗糙度十分有利。以 TiN 涂层高速钢齿轮滚刀为例，表面硬度由原来的 900～960HV 提高到 2000～2400HV。使用时切削加工速度提高了 20%以上。这不仅增加了生产效率，而且，被加工齿轮的表面粗糙度和尺寸精度也得到了充分的保证。有效地降低了汽车、机床等机械产品在运行中的噪声和能源消耗，提高了产品质量和市场竞争力。

3）解决难加工材料的加工难题　随着微电子工业、航空、航天工业和石油工业等新兴工业的发展，新的难加工材料大量出现，如高硅铝合金、钛合金、镍基合金、不锈钢、高强度高合金钢、纤维增强合成树脂等。这些难加工材料采用传统的切削工具已无法解决其加工难题。目前，除了少部分采用聚晶金刚石（PCD）和聚晶立方氮化硼（PCBN）超硬刀具、陶瓷刀具加工制造外，生产实际中普遍采用性能优异的硬质涂层硬质合金刀具和硬质涂层高速钢刀具。

4）实现干切削，有利于环境保护　在传统切削加工中，使用切削冷却液降低切削温度、延长刀具寿命、改善被加工零件质量，作用十分明显。但同时也带来了诸多弊端，切削液系统购置、使用、维护要花大量资金，增大了加工成本。更严重的是切削液是机械加工中的重要污染源，对空气、水源、土壤和人身安全都造成污染和损害。需要花费大量资金进行防护和治理。为此，作为一种绿色切削加工工艺的干切削加工技术应运而生。

干切削加工技术要求刀具材料必须具有很高的热硬性和耐热冲击性、良好的耐磨损性能和抗高温氧化粘着磨损性能。这些要求刚好是某些优异复合涂层材料能够胜任的。所以硬质涂层刀具的推广应用，为不断促进干切削加工技术发展、保护环境提供了有利的条件。

2　化学气相沉积

2.1　化学气相沉积概述

化学气相沉积的英文名称为：Chemical Vapour Deposition，简称 CVD。

化学气相沉积定义：化学气相沉积是一种化学气相反应生长法。在不同温度场、不同真空度下，将几种含有构成涂层材料元素的化合物或单质气体通入放有被处理物件的反应室中，在物件和气相界面进行分解、化合等反应，生成新的固态物质沉积在物件表面，形成均匀一致的涂层。通过控制反应温度、反应源气体组成、浓度、压力等参数，就能够控制涂层的组织结构和成分，改变其力学性能和化学性能。

2.2　化学气相沉积技术分类

化学气相沉积技术种类很多，其中主要适合硬质涂层的化学气相沉积技术有以下类型。

2.2.1　按涂层沉积温度高低分类

高温化学气相沉积，沉积温度 > 900℃（简称 HT－CVD）；

中温化学气相沉积，沉积温度 700～900℃（简称 MT－CVD）；

低温化学气相沉积，沉积温度 < 600℃（简称 PCVD）。

2.2.2　按沉积系统压力大小分类

常压化学气相沉积，沉积反应时系统压力在一个大气压左右。

负压化学气相沉积，沉积反应时系统压力在几百到几万帕。负压化学气相沉积和常压化学气相沉积工艺技术相比，虽然其设备真空系统要求密封性能好，操作复杂一些，但在大批量生产时，涂层厚度均匀一致，涂层显微组织细密，结晶完整，无疏松、孔洞等缺陷，涂层质量稳定、性能可靠。所以在沉积硬质涂层试验研究和生产中，基本均采用负压化学气相沉积工艺技术。

2.3　高温化学气相沉积技术

2.3.1　高温化学气相沉积技术机理

（1）HT－CVD 技术中典型的化学反应类型

目前采用 HT－CVD 技术生产的硬质涂层材料主要有：TiC、TiN、TiCN、TiBN、Cr_7C_3、Al_2O_3 等单涂层和他们的复合涂层材料。其典型反应方程式如表 3.6-3 所示。

表 3.6-3　HT-CVD 技术中典型的化学反应方程式

涂层材料	化学反应式	沉积温度/℃	色泽
TiC	$TiCl_4(g)+C_xH_y(g)+H_2(g)\rightarrow TiC(s)+HCl(g)+C_mH_n(g)+H_2(g)$	1 000～1 500	金属光泽
TiN	$TiCl_4(g)+N_2(g)+H_2(g)\rightarrow TiN(s)+HCl(g)+N_2(g)+H_2(g)$ $TiCl_4(g)+NH_3(g)\rightarrow TiN(s)+HCl(g)+N_2(g)+H_2(g)$	600～1 050	金黄色
TiCN	$TiCl_4(g)+C_xH_y(g)+N_2(g)+H_2(g)\rightarrow TiCN(s)+HCl(g)+C_mH_n(g)+N_2(g)+H_2(g)$	900～1 000	金属光泽到金黄色
TiBN	$TiCl_4(g)+BCl_3(g)+N_2(g)+H_2(g)\rightarrow TiBN(s)+HCl(g)+N_2(g)+H_2(g)$	1 000～1 200	褐色到金黄色
Cr_7C_3	$CrCl_4(g)+C_xH_y(g)+H_2(g)\rightarrow Cr_7C_3(s)+HCl(g)+C_mH_n(g)+H_2(g)$	900～1200	金属光泽
Al_2O_3	$AlCl_3(g)+CO_2(g)+H_2(g)\rightarrow Al_2O_3(s)+HCl(g)+CO(g)+H_2(g)$	800～1 100	无色透明

（2）HT-CVD反应条件

HT-CVD技术既然是一种化学反应过程，就必须满足进行化学反应的热力学和动力学条件，又要符合HT-CVD技术本身的特定要求。

1）必须达到足够的沉积温度，各种涂层材料的沉积温度，可以通过热力学计算而得到。

2）在沉积温度下，参加反应的各种物质必须有足够的蒸气压。

3）参加反应的各种物质必须是气态（也可由液态蒸发或固态升华成气态），而反应的生成物除了所需的硬质材料为固态外，其余也必须为气态。在沉积温度下，沉积物和基体材料本身的蒸气压要足够低，这样才能保证在整个反应过程中，反应生成的固态沉积物很好地和基体表面相结合。

（3）各主要工艺参数对涂层质量的影响

一般认为，化学气相沉积过程是这样进行的：在接近高温区，各反应气体组分开始热分解，接着在高温基体表面吸附、解吸、相互化合反应，生成固相生成物。生成的固相生成物与基体表面之间的原子扩散而形成过渡层。可见影响涂层质量的主要工艺参数是：沉积温度、沉积室压力、各反应气体分压（配比）及涂层和基体之间形成的扩散层厚度。

1）沉积温度　沉积温度是一个重要因素。按照热力学计算，前述几种主要硬质涂层材料，只有当沉积温度大于1 198 K（925℃）时，反应的自由能为负值，反应才会向生成物方向进行。但为了达到一定的沉积速率，实际沉积温度要比起始反应温度高（见表3.6-3）。研究表明，随着沉积温度的升高，HT-CVD化学反应速度加快，涂层沉积速率提高，二者近似呈线性关系。一般来讲，沉积速率过快，会造成涂层组织疏松、晶粒粗大，甚至出现枝状结晶。沉积温度过低，金属卤化物分解成单质金属的速度大于反应生成物的生成速率，沉积物呈多孔状，且与基体之间结合强度低。这些都会严重影响硬质涂层制品的性能和质量。

另外，在沉积Al_2O_3时，当沉积温度低于1 010℃，容易生成白色粉状$\delta-Al_2O_3$和性能不稳定的$k-Al_2O_3$，影响涂层质量，只有当沉积温度高于1 010℃时，才能得到所需的稳定态$\alpha-Al_2O_3$涂层。研究还表明，铁、钴、镍等元素在HT-CVD反应中能起到催化剂的作用，可以降低沉积温度，提高沉积速率。所以在CVD工艺技术中，合理确定沉积温度，是得到厚度适中、组织致密、高质量涂层材料的必要条件。

2）反应室压力　虽然大部分硬质涂层材料在常压下也能采用HT-CVD技术获得，但在实际生产中，大多均采用负压沉积工艺。在负压下，气体分子之间距离增大，在气体浓度不变的情况下，提高了沉积效率。另外，负压沉积时，可使反应生成物的废气尽快排除，有利于化学反应顺利进行，减少对涂层的污染。这点对于大批量生产中获得组织致密、均匀一致、性能稳定可靠的高质量涂层材料，是十分重要的。

3）各反应气体分压（配比）　由表3.6-3可以看出，采用HT-CVD技术，通过改变参与化学反应的反应源气体组分，就能很方便地获得各种碳化物、氮化物、氧化物、硼化物等硬质涂层材料。涂层材料不同，其性能也不同。即使是同一种涂层材料，当用不同流量配比时，所获得的涂层材料成分和性能也不同。所以沉积过程中选择最佳反应源气体流量配比，特别是严格控制$TiCl_4$、BCl_3、$AlCl_3$等金属卤化物的流量，对生产高性能涂层制品是至关重要的。

① 含碳气体。在沉积TiC时，当气氛中C、Ti气配比不同时，可以得到不同Ti/C原子比的TiC涂层（Ti/C = 0.5～1）。当TiC涂层成分中Ti/C = 1时，经计算含C量最高达到20.05%，具有高的显微硬度和耐磨损性能。类似现象在沉积其他涂层材料时也会产生。

图3.6-1示出了TiC涂层中，不同Ti/C原子比和显微硬度关系曲线。图3.6-2示出了TiCN涂层中不同C-N原子比，在切削时抗前刀面月牙洼磨损及后面磨损的关系曲线。

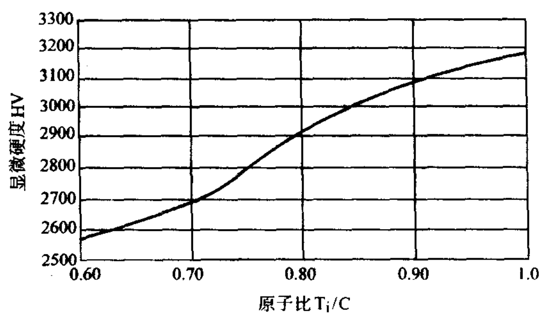


图3.6-1　TiC涂层中Ti/C原子比和显微硬度关系

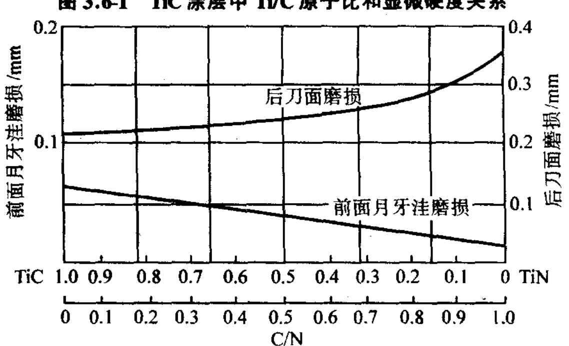


图3.6-2　TiCN涂层中C/N原子比和刀具磨损关系

② 氢气。在沉积各种涂层材料时，反应源气体组分中都要加入氢气。但对绝大多数硬质涂层材料沉积过程而言，氢气是不直接参加化学反应的，其主要作用如下。

a）作为还原气氛存在，防止加热过程中基体氧化。

b）作为金属卤化物（$TiCl_4$、BCl_3等）的运载气体，控制金属卤化物蒸发量。

c）阻碍碳氢气体过早分解，脏化基体表面。

d）冲淡反应过程中产生的氯化氢气体浓度，以免对基体材料腐蚀和残留在涂层材料之中。

虽然氢气不直接参加化学反应，但它的分压（流量）大小会影响其他反应气体的浓度，同样会对沉积速率和涂层组织结构、质量产生很大影响，所以控制合理的氢气分压，在HT-CVD技术中也是很重要的。

4）涂层和基体界面　硬质涂层材料，大多用于金属切削工具（硬质合金、高速钢、工具钢等），模具（硬质合金、高速钢、模具钢等）和耐磨损、耐腐蚀零件等制品。通过对涂层制品断口金相和电子探针微区元素分布分析得知，在HT-CVD工艺过程中，如果不采取特殊工艺措施，在基体和涂层界面元素会产生扩散现象，形成一个过渡层。在过渡层内各元素扩散速度是不一样的，这与元素的活性和所组成相的化学稳定性有关。过渡层厚度、性能和硬质涂层制品的性能关系很大，必须严格控制。

以在硬质合金工具、模具基体上沉积TiC、TiN硬质涂层材料为例，经测试分析，在基体和涂层界面基体一侧，都程度不同地存在一层脱碳层（η相，W_3Co_3C）。虽然很薄脱碳层（$<0.2\ \mu m$），对提高涂层和基体间结合强度有利。但由于脱碳层硬度高、脆性大，能大幅度地降低涂层制品的抗弯强度和韧度，影响涂层制品的使用性能，应尽量减少，直至消除。

研究表明，基体和涂层界面形成脱碳层主要有以下几方面的原因：

① 在沉积前的加热升温过程中，引起基体表面脱碳。当基体温度达到600℃以上，气氛中有氢气存在时，会产生下列反应：

$$3WC(s)+3Co(s)+4H_2(g) \rightarrow W_3Co_3C(s)+2CH_4(g)$$

如果气氛中有微量氧气和微量水分存在，将会加剧这一反应。因此，沉积前升温速度愈慢，沉积温度愈高，脱碳层愈厚。

② 在沉积过程中，因温度较高（一般900～1 050℃），基体中碳的活性较大，容易从固相基体中扩散出来，而与沉积气氛中的钛进行化学反应，生成碳化钛，而使基体表面脱碳形成η相。

$$2TiCl_4(g)+3WC(s)+3Co(s)+4H_2(g) \rightarrow 2TiC(s)+W_3Co_3C(s)+8HCl(g)$$

因此，当气氛中碳氢气氛浓度较高时，基体表面脱碳层厚度也会减少一些。

③ 在沉积碳化钛涂层时，其Ti－C原子比的范围较宽（0.5～1），对Ti－C原子比较低的TiC结晶，在高温条件下，随着沉积时间的增加，也可以从固相基体表面夺取碳元素，使基体表面脱碳，形成η相。可见，当沉积时间愈长，涂层愈厚时，基体表面脱碳的情况也愈严重。

2.3.2 高温化学气相沉积涂层材料及性能

（1）HT－CVD沉积硬质材料的种类

几乎表3.6-2中所列各种碳化物、氮化物、硼化物、氧化物都可以采用HT－CVD技术获得。并可在一次沉积周期内（同一炉），通过变换反应源气体种类、流量配比及相关工艺参数，就可以得到不同种类、多元多层复合涂层材料，这是HT－CVD技术主要优点之一。

（2）硬质涂层材料的发展

随着高新技术的发展和传统制造业技术的不断进步和产业调整的需要，对材料表面性能的要求越来越高，难加工材料种类越来越多，应用越来越广。这使加工用的刀具、模具等涂层制品使用条件更加苛刻了。仍采用单质涂层或单层涂层已经不能满足对涂层制品性能的更高要求。

以涂层硬质合金刀具为例。第一代涂层硬质合金刀具均为单质单层TiC、TiN硬质涂层材料。虽然涂层硬质合金刀具使用性能有一定提高，但并不是很理想。因为尽管TiC的显微硬度较高，达到3000HV以上，抗刀具后面磨损的性能好，但其韧度差，抗刀具前面月牙洼磨损性能差；而TiN涂层材料虽然具有韧度好、抗刀具前面月牙洼磨损性能好和被加工材料亲合力小，不易产生积屑瘤、颜色美观等优点，但其硬度低、抗刀具后面磨损能力差。所以单质涂层材料都存在程度不同的缺点和问题。为了解决这些问题，满足生产应用中对涂层制品性能不断提出的更新、更高要求，人们进行了多方面的研究工作。

研究表明，改善涂层材料性能的主要方法有以下几种。

1）多相复合材料　在二元涂层成分基础上掺杂进新元素，以形成多相复合涂层材料，提高材料硬度、抗高温氧化、热硬性等性能。能否形成三元、四元或五元多相复合涂层材料，取决于它们相互间的互溶度和平衡性，绝不是简单的机械混合。如在硬质涂层制品生产中常用的TiCN、TiBN、TiAlVN等均属多相复合涂层材料。

2）成分梯度涂层材料　沿着涂层材料的横截面，人为地造成成分递变，从而改善涂层材料某些特殊性能（如控制晶粒大小、提高涂层和基体、涂层和涂层间结合强度等）。

3）多层复合涂层材料　由两种以上不同成分涂层材料进行叠加沉积或由同一成分涂层材料经间隙多次重复沉积而形成的多层复合涂层材料。如：TiC－TiN、TiC－Al_2O_3－TiN、TiC－TiBN－TiN、TiN－TiCN－TiC－TiCN－TiN等均属多层复合涂层材料。

由于化学气相沉积可以方便地变换通入的反应气源，因此沉积多层复合涂层比较简便。在化学气相沉积的硬质涂层制品生产中，这种多层复合涂层材料应用得最多、最广。因为它能最大限度地集中多种不同成分涂层材料的优异性能于一身，尽可能地克服它们的缺点，大幅度地提高涂层制品的使用性能。

2.3.3 高温化学气相沉积对基体材料的要求

（1）硬质合金基体材料

采用高温化学气相沉积技术，在硬质合金刀具、模具和耐磨损、耐腐蚀零部件表面涂覆一层力学性能和化学性能优异的硬质涂层材料，可以大幅度地提高涂层硬质合金制品的使用性能，具有十分明显的经济效益。尽管如此，并不等于说对硬质合金基体材料可以不加选择，随意采用一般硬质合金材料就能满足需要的。

以涂层硬质合金刀具为例。研究表明，在高温化学气相沉积工艺过程中，主要由于高温和氢气的作用，使硬质合金基体表面形成1～2 μm的脱碳层（η相，W_3Co_3C），这层材料很脆，足以使一般硬质合金基体材料的抗弯强度下降30%以上。这样就会出现因抗弯强度下降过大，涂层硬质合金工具在使用时，产生崩刃、打刀的现象，严重影响了涂层硬质合金刀具切削寿命的提高。

因此，人们在进行HT－CVD涂层工艺技术研究同时，就不断探索开发适用于涂层工艺要求的新型特殊硬质合金基体材料，以满足工业发展对涂层硬质合金制品使用性能不断提出的新要求。

高温化学气相沉积工艺技术对硬质合金基体材料性能要求主要有以下几方面。

1）具有好的抗高温脱碳能力，减少η相的厚度　做到这点，要求硬质合金材料成分中，复杂碳化物（如WC－TiC或WC－TiC－TaC－NbC）的碳含量应高一些，可以减少沉积时形成脱碳层的厚度。但硬质合金材料中，碳元素不能以自由碳的形式存在，否则对涂层质量会产生很大影响。

2）具有高抗弯强度和韧度　一般要求硬质合金基体材料的抗弯强度≥2 000 N/mm²，韧度也要好。即使在涂层过程中形成少量η相，使基体抗弯强度有所降低，也不会影响涂层硬质合金制品的使用性能。

3）具有高的热硬性和抗高温塑性变形能力　硬质合金涂层制品的使用条件十分苛刻。如涂层硬质合金刀具，切削速度比未涂层刀具提高50%左右，切削深度和走刀量也大。加工时产生大量的切削热，刀尖温度高达几百度，甚至上千度。这不仅要求涂层材料性能好，也要求硬质合金基体材料应具有较高的高温硬度和耐磨损性能及抗塑性变形能力，支撑住表面厚度很薄的涂层，才能提高刀具切削寿命。

实践证明，研制一种好的适合HT－CVD涂层工艺要求的特殊硬质合金基体材料，必须根据硬质合金涂层制品的使用条件，具体性能要求，通过调整硬质合金成分、WC粒度和烧结工艺来达到。

近几年，为了提高硬质合金基体材料的韧度，减少脱碳层，又出现了基体表面富Co层和脱β相等新型硬质合金烧结工艺技术，有效地提高了硬质合金涂层制品（如不重磨硬质合金刀片等）的使用性能。

适用于HT－CVD涂层工艺的硬质合金基体材料成分：

TiC　3%～8%

TaC　4%～10%

NbC　1%～5%

Co　6%～10%

WC（粒度2～5 μm）余量

严格控制总C含量，不能有自由C存在。

（2）工具及模具钢

目前各种以工具钢和模具钢为基体材料的涂层工具、模具和耐磨损、耐腐蚀零件，大多数均采用低温化学气相沉积和物理气相沉积技术在零件回火温度以下进行表面涂层，工件不需要再热处理。工件的变形小，成本低。可是对于某些有特殊性能要求的涂层制品，如精密轴承整型模具，要求涂层的厚度达6~8 μm，结合强度高，并应具有非常好的耐磨性能。这种情况，只有采用 HT-CVD 涂层加再真空热处理工艺才能满足其需要。

对于需要在涂层前和涂层后二次热处理的高精度模具，整个制造工艺过程是很复杂的，对基体材料要求也很严格。要求基体模具钢组织一致性好，碳化物偏析小，前后热处理工艺控制要严格，这样才能使涂层和再真空热处理后模具变形范围处于可控制状态，保证模具的尺寸精度和使用性能达到设计要求。

2.3.4 高温化学气相沉积工艺过程

(1) 工件沉积前处理

1) 工件清洗　一般工件表面都有油污、氧化物、粉尘等脏物。所以必须经过严格清洗干净才能进行涂层处理。对于表面氧化和污物严重，不易清洗干净的工件，还要先喷细砂再清洗。

工件一般都采用超声波清洗设备来清洗。工艺过程如下：

去污渍清洗 → 清水漂洗 → 去氧化物清洗 →
清水漂洗 → 加活性剂清洗 → 去离子水漂洗 → 烘干

对于不同的零件，可按具体要求采用不同的清洗工艺（如各种清洗剂用量、温度、清洗时间等）。清洗后的工件不得用手直接触动，放在清洁的容器中备用。

2) 强化处理　对于硬质合金刀具等涂层制品，在清洗前还要进行刃口强化处理，这对提高涂层硬质合金刀具使用性能很重要。

① 刀具刃口由锋利强化为适当的圆弧，不仅能提高刃口强度，提高涂层刀具抗崩刃性能，还能避免在沉积时产生涂层尖角堆积效应。硬质合金刀具刃口强化处理，可以使涂层厚度均匀一致。

② 降低刀具表面粗糙度，增强涂层和基体的结合强度。

③ 基体刀具在加工制造时，刃口会造成微小缺陷，经强化处理后，就可以去掉这些微小缺陷，提高刃口质量。

④ 改善刀具加工后应力状态，有利于提高刀具的切削加工性能。

目前生产实际中，刀具刃口强化主要采用振动磨块珩磨法和毛刷磨料珩磨法两种专用设备。硬质合金刀具刃口强化半径，按刀具种类、使用条件不同而异，一般为0.03~0.08 mm。

(2) 装炉

装炉前先将清洗好的工件，按工艺要求摆放在盛料舟上，工件之间距离按其大小和形状不同而变化，以保证沉积时气流畅通，分布均匀。沉积室清扫干净后，按次序安装分气板和预热层，然后把装满工件的盛料舟摆放在沉积室有效恒温区内。如果需要，可在有效恒温区的不同位置放置准备好的试样，并做好记录，以备检查涂层质量和性能。清洗上下法兰的密封面，罩上沉积室，上好压紧卡子，装炉完毕。

(3) 检漏

涂层设备系统的本底真空度好坏，对涂层制品质量影响很大，所以在生产中应予以重视。检测 CVD 涂层设备系统密封性能好坏的方法是：把设备本底真空度抽到100 Pa以下，关闭整个系统并停止排气。如果在两分钟内，系统漏气不超过40 Pa，一般认为涂层设备系统密封性能较好，可以满足 CVD 工艺技术要求。

(4) 加热升温

1) 沉积室加热升温　检漏合格后，用 H_2 将设备系统恢复常压，然后把加热炉罩在沉积室上加热升温，并按工艺要求设定所需沉积温度。升温过程中通入 H_2，当沉积室内温度升到600℃时，再通入适量碳氢气（如 CH_4），减少基体表面脱碳。

关于升温速度，在工件允许的情况下，应尽可能快速升温，既能减少基体表面脱碳，又能缩短生产周期，降低生产成本。

2) 反应源及输送管路加热升温　HT-CVD 技术，除了使用气体原料，还有液体如 $TiCl_4$、BCl_3、CH_3CN，固体如 $AlCl_3$ 等反应源，需要加热至不同温度蒸发和升华。这些反应源的加热温度要控制精确，才能保证按工艺要求准确、恒量地送入沉积室内，参与化学反应。

要保证上述反应源蒸发和升华的气体全部送入沉积室内，不在输气管路中冷凝和结块，就要对相关输气管路进行加热，一般管路加热温度均高于反应源加热温度。

(5) 沉积

当沉积室加热温度稳定达到工艺要求后，即可开始沉积工序。不同涂层材料其沉积工艺是不同的。沉积温度、沉积室压力、输入反应气体种类、流量和沉积时间长短都有变化，必须按工艺规程严格控制。

1) 加热升温　加热初期通入主 H_2：4 000~8 000 SCCM；加热至600~900 ℃时通入氩气和甲烷：加入 Ar 5 000~8 000 SCCM；CH_4 300~800 SCCM；并启动真空泵机组抽真空，沉积室压力 $(1\sim2)\times10^4$ Pa。

2) 沉积工艺举例

TiC 涂层	沉积温度：	1 000~1 050℃
	沉积室压力：	$(1\sim2)\times10^4$ Pa
	沉积时间：	60~180 min
	各反应气体流量：	
	主 H_2：	7 000~12 000 SCCM
	CH_4：	4 000~8 000 SCCM
	$TiCl_4$：	加热温度：45~65 ℃
	载气 H_2：	4 000~6 000 SCCM
TiN 涂层	沉积温度：	950~1 000℃
	沉积室压力：	$(1\sim2)\times10^4$ Pa
	沉积时间：	60~180 min
	各反应气体流量：	
	主 H_2：	8 000~13 000 SCCM
	N_2：	6 000~10 000 SCCM
	$TiCl_4$：	加热温度：45~65℃
	载气 H_2：	5 000~9 000 SCCM

在整个沉积工艺过程中，要严格控制各加热温度和各种气体流量。特别对 CH_4、$TiCl_4$ 等反应气体通入时间和流量，更需按工艺要求控制到位，否则对涂层质量会有很大影响。

(6) 冷却

当沉积工序结束后，就即可把加热炉从沉积室上移开，罩上冷却罩开始冷却。冷却工艺如下：

主 H_2：	4 000~8 000 SCCM
Ar：	5 000~8 000 SCCM
沉积室压力：	$(1\sim2)\times10^4$ Pa

冷至600~800℃以下，停止通 Ar，关闭真空泵，系统恢复常压。冷至100~200℃以下，即可打开沉积室，取出沉积好的涂层制品。

(7) 检查、包装

涂层后的制品要按规定标准进行质量检查，检查包括涂层表面形貌、涂层厚度、涂层组织结构，涂层和基体结合强度，以及制品尺寸精度等项。合格产品经打字后包装入库。

2.3.5　几种典型涂层硬质合金材料组织结构及性能

为了确定所研究、生产的涂层材料性能，一般都要进行 X 射线衍射晶体结构分析，扫描电镜断口组织形貌分析和涂层显微硬度、涂层和基体结合强度测定。

下面列出几种典型涂层硬质合金刀具的组织结构及性能分析结果。

(1) TiN 单涂层

TiN 单涂层显微硬度测定值 2 198 HV 20 ~ 15（载荷 200 N 加载 15 s）。其 X 射线衍射谱线、涂层断口的扫描电镜图像和涂层结合强度（划痕法）测定曲线分别见图 3.6-3 ~ 图 3.6-5。

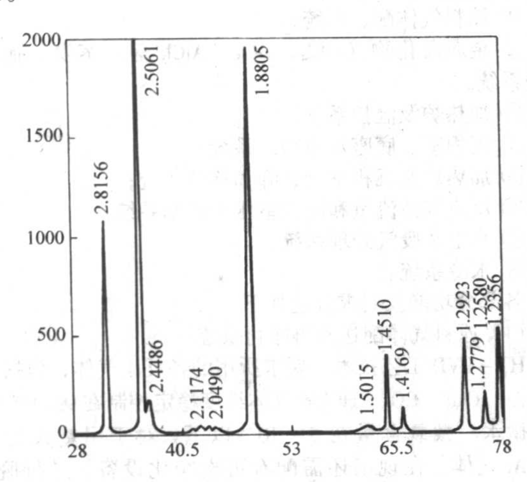


图 3.6-3　TiN 单涂层 X 射线衍射谱线

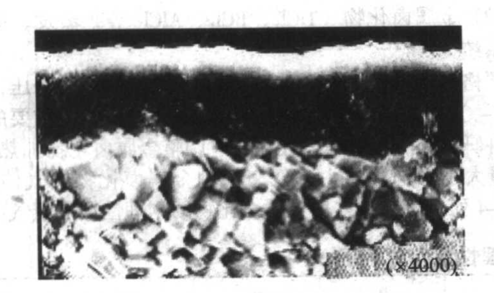


图 3.6-4　TiN 单涂层断口的 SEM 图像

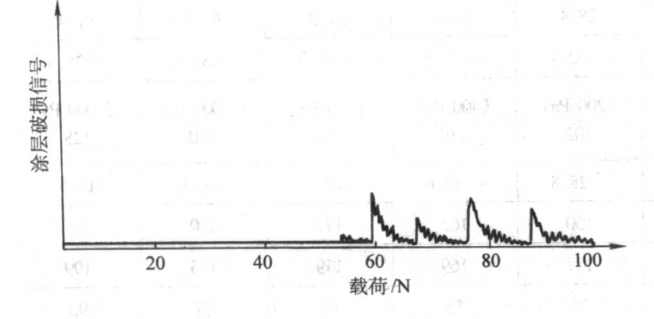


图 3.6-5　TiN 单涂层结合强度测定曲线

(2) TiC – TiCN – TiC – TiCN – TiC – TiCN – TiN 多层复合涂层材料

7 层复合涂层显微硬度测定值 2750 HV 20 ~ 15。涂层和基体的结合强度测定值为 56 N，X 射线衍射相结构分析表明，多层复合涂层由 TiN、TiC、TiCN 及少量 η 相（Co_6W_6C）组成。复合涂层断口扫描电镜图像见图 3.6-6。

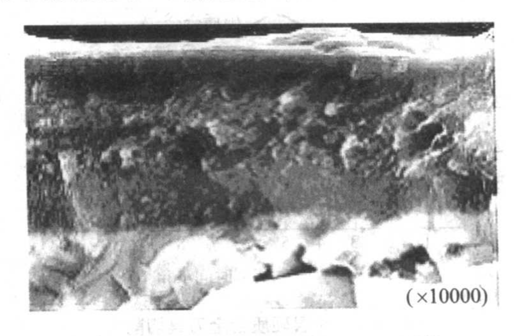


图 3.6-6　7 层复合涂层断口 SEM 图像

(3) TiN – TiCN – Al_2O_3 – TiN 多层复合涂层

含 Al_2O_3 复合涂层显微硬度测定值 2 600 HV 20 ~ 15，涂层和基体结合强度测定值为 45 N。其 X 射线衍射谱线、复合涂层断口 SEM 图像分别示于图 3.6-7、图 3.6-8。

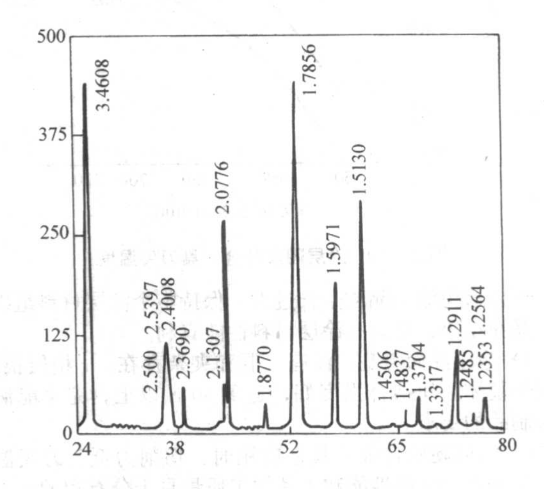


图 3.6-7　含 Al_2O_3 多层复合涂层 X 射线衍射谱线

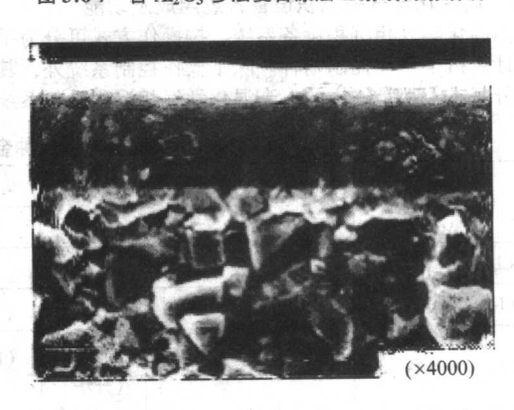


图 3.6-8　含 Al_2O_3 多层复合涂层断口 SEM 图像

(4) 硬质涂层硬质合金刀具切削力和刀尖温度测定

硬质涂层硬质合金刀具切削力和刀尖温度测定结果如图 3.6-9、图 3.6-10 所示。

由上述分析结果可以得出：

1) 所有单涂层和多层复合涂层材料，X 射线衍射谱线 d 值和标准卡片规定的 d 值基本是一致的，但有的在个别晶面存在择优取向现象。

2) 采用 HT – CVD 技术制取的各种涂层材料、组织结构均匀致密，晶粒细小，一般在 20 ~ 100 nm 之间，并且在靠近基体处，晶粒最小，向外逐渐长大。采用多层复合涂层材

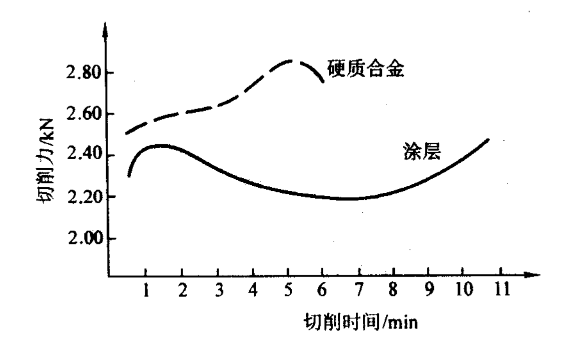


图 3.6-9 涂层硬质合金刀具切削力

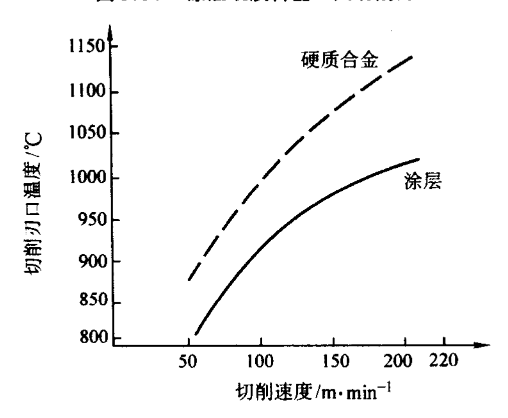


图 3.6-10 涂层硬质合金刀具刀尖温度

料，可以避免涂层晶粒生长过大，保持整个涂层材料组织致密，晶粒细小，对提高涂层材料性能有利。

3）涂层界面清楚，没有孔洞和夹杂存在，η 相层很薄。涂层和基体之间结合强度好，达到 40 N 以上，完全能满足涂层制品的要求。

4）涂层硬质合金刀具在应用时，切削力低、刀尖温度低，这对刀具切削性能和工件加工质量是十分有利的。

2.3.6 高温化学气相沉积设备系统组成及功能

高温化学气相沉积设备系统，按操作方式可分为手动控制和计算机全自动控制两种。除了操作控制系统外，其他组成部分基本上都是一样的。高温化学气相沉积设备系统简图如图 3.6-11 所示。

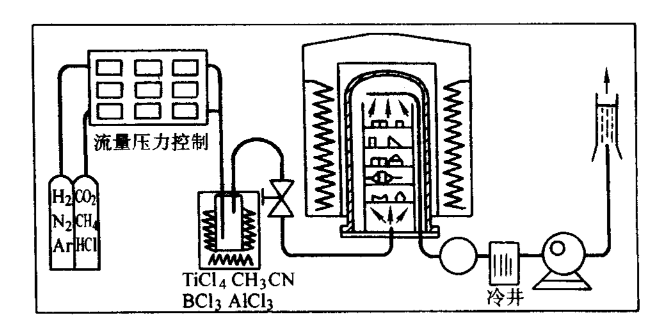


图 3.6-11 HT－CVD 设备系统简图

它包括：

① 原料气体配送系统；

② 金属卤化物（$TiCl_4$、BCl_3、$AlCl_3$ 等）蒸发、制取及输送系统；

③ 加热炉及温控系统；

④ 沉积室、底座及冷却罩系统；

⑤ 加热炉及沉积室升、降和移位系统；

⑥ 反应气体流量和沉积室压力控制系统；

⑦ 真空及废气处理系统；

⑧ 水冷系统。

各部分功能及要求分述如下。

（1）原料气体配送及再净化系统

HT－CVD 工艺技术，要求所用的各反应气体，包括 H_2、N_2、Ar、CH_4、CO_2、HCl 等气体纯度稳定控制在 99.995 %以上，微水、微氧含量在 5×10^{-6} 以下。对于用量大的 H_2、N_2、Ar 气体，在现场还需配有再次净化设备，进行脱水、脱氧，以确保原料气体纯度。

（2）金属卤化物（$TiCl_4$、BCl_3、$AlCl_3$ 等）蒸发、制取及输送系统

严格控制输送到沉积室里金属卤化物的气体分压，对采用 HT－CVD 技术获得高质量硬质涂层材料是至关重要的。目前在科研和生产实践中，大都通过调整金属卤化物加热温度、载气量大小和输出压力高低来控制金属卤化物的气体分压。表 3.6-4 列出了几种常用金属卤化物的物理性质和蒸气压。

表 3.6-4 几种金属卤化物的物理性质和蒸气压

名　称	相对分子质量	密度 /g·cm⁻³	熔点 /℃	沸点 /℃	1	2	4	7	10	20
					相对上述蒸气压强（kPa）的温度/℃					
$TiCl_4$	189.71	1.726	－24.1	136.4	16.2	28.4	41.9	54.3	63.2	81.4
BCl_3	117.17	1.349	－107.3	12.5	－70.5	－62.1	－52.6	－43.9	－37.9	－25.5
$AlCl_3$	133.34	2.440	—	177.8（升华）	（100 Pa）97	（200 Pa）102	（400 Pa）110	（700 Pa）116	（1 000 Pa）120	（2 000 Pa）128
$SiCl_4$	169.9	1.480	－68.9	57.0	－38.6	－28.8	－17.6	－7.7	－0.8	13.5
$NbCl_5$	270.18	2.750	205	247.5(升华)	139	150	162	173	180	195
$TaCl_5$	385.21	3.680	216.5	236（升华）	145	157	169	179	185	199
VCl_4	192.75	1.816	－20.5	164	25	39	55	68	77	95
$ZrCl_4$	223.03	2.800	—	333（升华）	224.4	231.1	251.8	264.5	272.3	287.4
$CrCl_3$	158.38	—	—	—	（100 Pa）675	（200 Pa）697	（400 Pa）720	（700 Pa）740	（1 000 Pa）750	（2 000 Pa）775

续表 3.6-4

名　称	相对分子质量	密度 /g·cm^{-3}	熔点 /℃	沸点 /℃	1	2	4	7	10	20
					相对上述蒸气压强（kPa）的温度/℃					
$HfCl_4$	300.30	—	—	315（升华）	—	—	—	—	—	—
WCl_6	396.57	3.520	283	340（升华）	（100 Pa）149	（200 Pa）160	（400 Pa）173	（700 Pa）183	（1 000 Pa）191	（2 000 Pa）207

由表 3.6-4 可看出各种金属卤化物的蒸发、升华温度差异很大。这在设计 HT－CVD 设备系统时，应充分予以考虑。为了提高 Al_2O_3 硬质涂层材料的使用性能，获得高纯度无水 $AlCl_3$，并能在整个沉积工艺过程中，有效控制 $AlCl_3$ 气体分压是十分必要的。通常在现场采用高纯 HCl（99.999%）和高纯 Al（99.999%），在400～500℃温度下反应制取高纯$AlCl_3$，并直接送入沉积室里，参与沉积反应，生成Al_2O_3涂层材料。这种方法和用$AlCl_3$试剂加热升华的方法相比，具有$AlCl_3$纯度高，流量易控制等优点，实际生产中应用广泛。

设计金属卤化物蒸发，制取及输送系统的关键是温度，压力和载气量的控制精度及稳定性，可靠性。否则很难保证金属卤化物气体分压始终处于恒定可控的状态。

（3）加热炉及温控系统

1）加热炉　生产中一般都采用钟罩式内绕电阻加热炉。炉膛尺寸可按沉积室大小而定。为了保证有足够的有效恒温区，加热炉可按大小分多段独立加热，独立控温。各段测温、控温用铂铑－铂热电偶，沿炉子径向插到炉膛边缘上。加热电阻丝常用铁铬铝电阻丝绕成，功率大小按要求计算。加热炉最高使用温度为 1 100℃，通常使用温度在 1 050℃以下。

为了满足加热炉经常升、降、移位到不同工位加热工作，所有热电偶补偿导线和供电线路，通过特殊插头，自动断开和连接，这样既方便又安全。

2）温度控制系统　温度控制系统分加热炉、金属卤化物蒸发、制取及管路输出三部分。均采用 PID 智能数字温度调节仪表测温及控制，并有计算机接口。温度控制精度可达 ±（0.5～1）℃。

（4）沉积室、底座及冷却罩系统

1）沉积室　沉积室是涂层设备系统的重要组成部分。它包括热壁式反应室、盛物框、分气板、进出气管路、散热片、上下密封法兰等部分组成。根据生产需要，沉积室可以是单工位和双工位两种。

热壁式反应室是长期、反复暴露在空气中加热至 1 100 ℃高温，然后冷却到室温，而且在高温下又要承受内部真空度为 5 kPa 的大气压力，所以这对制造反应室的材料提出了很高的要求：第一，具有耐高温抗氧化性能，在1 100℃高温下长期使用应基本不氧化；第二，具有高温强度好、抗高温塑性变形能力高的性能，保证反应室在高温下变形小；第三，具有很好的抗热疲劳的性能。反应室在反复急冷急热使用时，不产生龟裂等缺陷。目前主要采用含 Ni、Cr、W、Mo、Nb 等元素的高合金耐热钢材料制造反应室，基本可以满足使用性能的要求。

盛物框是摆放被处理零件的地方，可用高强度高纯石墨和耐热不锈钢材料制造。使用石墨制造盛物框，使用前要经预处理，以免高温下释放气体，污染沉积反应气氛，影响硬质涂层质量。

分气板是使进入反应室的各种参加化学反应的气体组分再次充分混合、预热，保证气流能在反应室内均匀分布，不产生死角。

2）底座　底座是安放加热炉、沉积室和冷却罩的地方。座体一般用铸件或焊接件制造，和设备升降移位机构连成一体。

沉积室的下密封法兰，固定在底座上，用耐热不锈钢制造。上面有多根进气、出气管路，和气体流量、压力控制系统及真空、废气处理系统相连接。

3）冷却罩　通有循环冷却水和装有排风装置的冷却罩，主要是在沉积工艺结束后，用来冷却沉积室的。同时它还具有机械手的功能，通过升、降、移位机构，可以抓住沉积室，进行升、降、移位。用冷却罩对沉积室进行快速冷却，既能缩短生产周期，又能避免高温对周围环境的辐射，保护工作人员和设备安全。

（5）加热炉和沉积室升、降、移位系统

加热炉和沉积室升、降、移位机构方式可以有多种，生产中多数都采用刚性紧固连接，立柱升、降、移位机构和吊车柔性升降加导向杆定位平行移动机构两种。无论什么方式，都要求升、降平稳，不产生振动，定位精确，不产生错位。上升速度为 2 m/min 左右，下降速度 1 m/min 左右。

（6）反应气体流量和沉积室压力控制系统

1）反应气体流量控制　在整个沉积过程中，控制各参与反应气体流量大小和稳定性十分重要。它直接影响沉积工艺、涂层材料成分、组织结构和性能，必须精心设计。各气体流量一般均采用先进的质量流量计测量和控制。质量流量计可以人工控制和连接计算机自动控制，操作精确、方便。

输气管路采用 316L 不锈钢，内壁需抛光处理，以防气体污染，防止腐蚀。所用各种手动或自动截止阀和针形调节阀，均为 316L 不锈钢制造的波纹管密封高真空阀门，以保证整个真空系统不漏气。

2）沉积室压力控制　HT－CVD 技术要求整个沉积工艺过程，大都要在负压状态下进行，而且根据涂层材料不同，沉积室真空度也不尽相同，需要在 2×10^3 Pa 到大气压之间进行调节。一旦按工艺要求确定了某段沉积时间内沉积室压力数值，就要控制在这段时间内压力保持恒定不变。

为了满足沉积工艺技术对沉积室压力控制的要求，涂层设备一般采用自动或半自动压力控制系统，这样沉积室压力控制精度高、改变快、稳定性好。

（7）真空及废气处理系统

1）真空排气系统　涂层设备的真空系统分两部分。第一，在沉积室加热前对整个系统抽预真空，排除空气并进行检漏。这可以采用一般真空机械泵就能满足要求；第二，在整个负压沉积过程中，一方面要不断地按工艺要求，向沉积室输送各参与反应气体，另一方面又要不断地用真空泵排除多余的气体和反应副产物，以保持沉积室的压力恒定不变。由于各种硬质涂层材料的沉积反应都要产生一定数量的 HCl 气体和粉尘状副产物。如果用一般真空机械泵排气，就很容易会使真空泵油乳化，降低了抽气性能，而且对真空泵的腐蚀也很快，不能满足正常生产的要求。为了解决这一难题，目前在 CVD 涂层设备中，普遍采用全部用 316L 不锈钢制造的液体循环真空泵或高压喷射泵排气。

2）废气处理系统　沉积过程中产生的粉尘和HCl等副产物，如果在排放前不加净化处理，不但污染环境，而且会堵塞排气管路，使涂层工艺难于控制，涂层制品的质量难以保证。由于沉积过程中产生的粉尘状副产物大都是过量的$TiCl_4$、BCl_3和$AlCl_3$等金属卤化物和它们的氧化物，其共同特点是遇冷就会冷凝，根据这一特点，可以在沉积室的出气口处，安装专门的冷井装置收集粉尘。反应产生的废气和粉尘副产物在到达冷井前温度在100℃以上，当进入低温的冷井后（<30℃），气体突然膨胀，流速急缓，充分和多层冷井壁接触而冷凝在井壁上，达到收集处理绝大部分粉尘的目的。

对废气中对环境污染最大的HCl气体净化处理分两步：

① 液体循环真空泵使用的液体为10%NaOH碱溶液，可以中和一部分HCl气体，生成中性盐类；

② 剩余仍含有部分HCl气的废气，再经过专门碱液喷淋中和塔进行净化处理，除去所有粉尘和HCl气体，使尾气排放完全达到国家环保所规定的排放标准。不会对环境造成污染，这点对硬质涂层制品的生产是非常重要的。HT－CVD生产设备外观照片如图3.6-12。

图3.6-12　CTR－350型HT－CVD设备（成都工具研究所制造．自动控制）

2.4　中温化学气相沉积（MT－CVD）技术

MT－CVD硬质涂层工艺技术，在20世纪80年代中期就已问世，但在当时并没有引起人们的重视，直到20世纪90年代中期，世界上主要硬质合金工具生产公司，利用HT－CVD和MT－CVD技术相结合，研究开发出新型的超级硬质涂层材料，有效地解决了在高速、高效切削、高强度合金钢重切削、干切削等机械加工领域中，刀具使用寿命低的难题，才引起了广泛的重视，并得到了迅速的发展和推广应用。国内最早开展CVD技术研究的成都工具研究所，近几年也开展了MT－CVD工艺技术及超硬涂层材料的研究工作，并取得成功。目前，已在涂层硬质合金刀具行业投入生产应用，效果十分显著。

2.4.1　中温化学气相沉积（MT-CVD）机理

（1）MT-CVD的反应类型

MT-CVD技术，是以含C－N原子团的有机化合物，如：CH_3CN（乙腈）、$(CH_3)_3N$（三甲基氨）、$CH_3(NH)_2CH_3$（甲基亚胺）、HCN（氢氰酸）等为主要反应原料气体，和$TiCl_4$、H_2、N_2等气体在700～900℃温度下，产生分解、化合反应，生成Ti（C.N）的一种新方法。基本沉积反应类型的方程式如下：

$$TiCl_4 + CH_3CN + H_2 + N_2 \rightarrow Ti(C.N) + CH_4 + HCl$$

$$TiCl_4 + (CH_3)_3N + H_2 + N_2 \rightarrow Ti(C.N) + CH_3Cl + HCl$$

$$TiCl_4 + CH_3(NH)_2CH_3 + H_2 + N_2 \rightarrow Ti(C.N) + HCl$$

$$TiCl_4 + HCN + H_2 + N_2 \rightarrow Ti(C.N) + HCl$$

MT－CVD技术生产的Ti（C.N）和HT－CVD技术生产的Ti（C.N）相比，前者涂层组织结构致密、厚度可达10μm以上，并呈柱状结晶，涂层中残存的压应力也小。这种硬质涂层材料具有更高的抗磨损性能、抗热振性能和较高的韧度。这对提高在高速重切削、干切削等恶劣条件下使用的机械加工刀具寿命是十分重要的。

（2）各主要工艺参数对涂层质量的影响

1）含C－N的有机化合物　在MT－CVD技术中，常用的几种含C－N有机化合物的活化能和生成Ti（C.N）的自由能大小如图3.6-13、图3.6-14所示。

研究认为，这几种含C－N有机化合物都能在550℃以上与$TiCl_4$、H_2、N_2化合反应生成Ti（C.N），但其中CH_3CN在生成Ti（C.N）反应中产生的副产物少，对涂层性能有利，再加上其使用性能好、毒性相对小等优点，所以在MT-CVD技术中，一般均采用CH_3CN作为反应气体。表3.6-5列出了CH_3CN的主要物理性能。

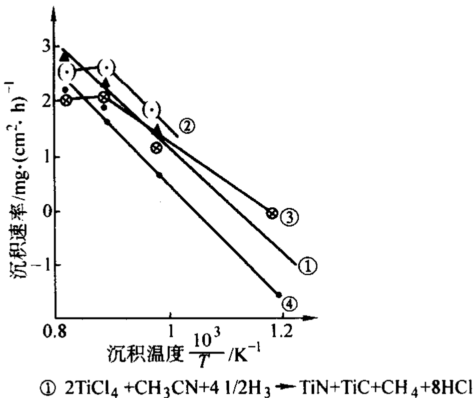
表3.6-5　CH_3CN的主要物理性能

物理性能	数　值
相对分子质量	41.05
密度/$g \cdot cm^{-3}$	0.782 8
熔点/℃	－44.9
沸点/℃	81.6
在水中溶解度	∞
在有机溶剂中溶解度	乙醇和乙醚

2）沉积温度　采用MT-CVD和HT-CVD技术沉积Ti（C.N）时，沉积温度对沉积速率的影响见图3.6-15。

可以看出，随着沉积温度的升高，两种工艺的沉积速率均加快，接近呈线性关系。但在相同沉积时间内，两种工艺的沉积速率相差很大，MT-CVD的沉积速率比HT-CVD高出了3倍以上。经金相及断口扫描电镜分析表明：MT-CVD和HT-CVD一样，沉积温度过高，沉积速率过快，Ti（C.N）涂层组织也会生长成粗大柱状结晶，影响涂层质量；而沉积温度过低，也容易形成多孔、疏松的涂层，与基体结合强度不好。所以对MT-CVD而言，沉积温度确定在700～900℃之间是合适的。

3）$CH_3CN/TiCl_4/H_2$之比对沉积速度及成分的影响　表3.6-6列出了$TiCl_4/H_2$比对沉积速度的影响规律。



750～800℃时的活化能

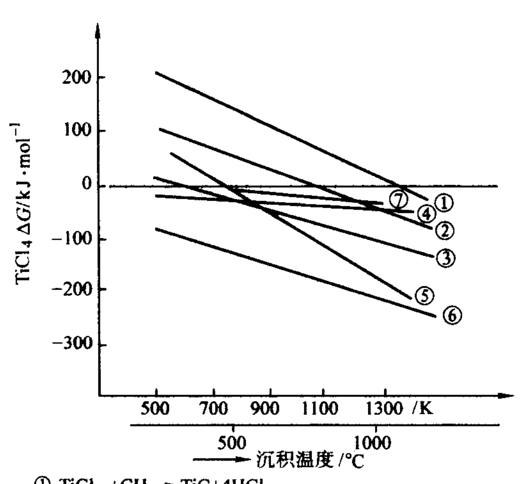
① $2TiCl_4+CH_3CN+4\ 1/2H_3 \rightarrow TiN+TiC+CH_4+8HCl$ 82.8 kJ/mol

② $2TiCl_4+(CH)_3N+11/2H_3 \rightarrow TiN+TiC+2CH_3Cl+6HCl$ 89.5 kJ/nol

③ $4TiCl_4+CH_3(NH)_2CH_3+4H_2 \rightarrow 2TiN+2TiC+16HCl$ 73.6 kJ/nol

④ $2TiCl_4+HCN+31/2H_3 \rightarrow TiN+TiC+8HCl$ 96.2 kJ/mol

图 3.6-13 几种含 C－N 气体在 750～850℃时的活化能



① $TiCl_4+CH_4 \rightarrow TiC+4HCl$

② $TiCl_4+1/2N_2+2H_2 \rightarrow TiN+4HCl$

③ $TiCl_4+NH_3+1/2H_2 \rightarrow TiN+4HCl$

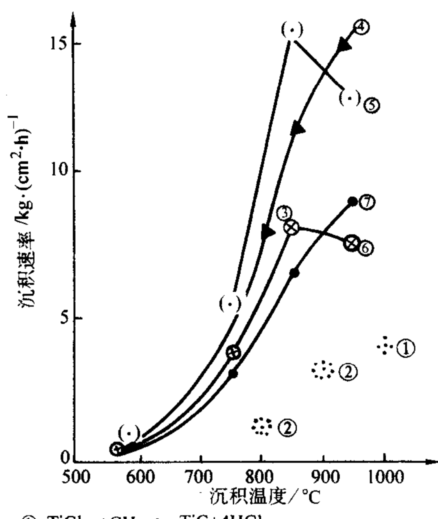
④ $2TiCl_4+CH_3CN+4\ 1/2H_2 \rightarrow TiN+TiC+CH_4+8HCl$

⑤ $2TiCl_4+(CH)_3N+11/2H_2 \rightarrow TiN+TiC+2CH_3Cl+6HCl$

⑥ $2TiCl_4+N_2H_4+2H_2 \rightarrow 2TiN+8HCl$

⑦ $2TiCl_4+HCN+3\ 1/2H_2 \rightarrow TiN+TiC+8HCl$

图 3.6-14 几种反应气体在形成 TiN、TiC 时的生成自由能



① $TiCl_4+CH_4 \rightarrow TiC+4HCl$

② $TiCl_4+1/2N_2+2H_2 \rightarrow TiN+4HCl$

③ $TiCl_4+NH_3+1/2H_2 \rightarrow TiN+4HCl$

④ $2TiCl_4+CH_3CN+4\ 1/2H_2 \rightarrow TiN+TiC+CH_4+8HCl$

⑤ $2TiCl_4+(CH)_3N+11/2H_2 \rightarrow TiN+TiC+2CH_3Cl+6HCl$

⑥ $4TiCl_4+CH_3(NH)_2CH_3+4H_2 \rightarrow 2TiN+2TiC+16HCl$

⑦ $2TiCl_4+HCN+31/2H_2 \rightarrow TiN+TiC+8HCl$

图 3.6-15 沉积温度和沉积速率关系曲线

可以看出，当反应气氛中 $TiCl_4/H_2>0.02$ 时，涂层生长速度就减缓，原因是 $TiCl_4$ 增多，反应生成的副产物 HCl 也随之增加，使沉积 Ti（C.N）的反应向逆方向进行的原故。通过 X 射线衍射分析可以得到 Ti（C.N）的晶格常数，再由晶格常数求得 Ti（C_xN_y）的对比数据。在使用不同含 C/N 有机化合物进行 MT－CVD 工艺试验表明，Ti（C.N）涂层中 C_x/N_y之比与有机化合物中 C/N 之比成正比。使用 CH_3CN（乙腈）时，可以获得 Ti（$C_{0.65\sim0.7}N_{0.25}$）标准成分的 Ti（C.N）涂层材料。

4）沉积反应压力对沉积速率的影响　图 3.6-16 示出了沉积室压力对沉积速率的影响结果。

研究表明，沉积速率随着沉积反应压力的增高而加快，当沉积反应压力在 2×10^4 Pa 以上时，涂层组织为多孔状，与基体结合强度也变得越来越差，影响涂层质量。沉积反应压力一般在 $2\times10^3\sim2\times10^4$ Pa 的范围内比较合适。

表 3.6-6 $TiCl_4/H_2$ 比对沉积速率的影响

$TiCl_4/H_2$	沉积速率/μm·h⁻¹
0.01	3.1
0.02	3.3
0.04	2.8
0.06	1.5

注：沉积温度：850℃，沉积室压力：5 000 Pa，CH_3CN。

5）涂层和基体界面　和 HT－CVD 技术不同的是，采用 CH_3CN 来沉积 Ti（C.N），不受基体材料种类的影响，涂层的沉积速率和基体碳含量多少没有关系。这是因为 MT－CVD 技术沉积 Ti（C.N），所需要的碳全部由 CH_3CN 气体提供，再加上沉积温度低，沉积速率远高于 HT－CVD 工艺技术，所以在沉积过程中，不论基体是硬质合金还是钢，基本

图 3.6-16 沉积反应压力对沉积速率的影响

（沉积温度：750℃和800℃，CH_3CN）（1 Torr = 133.322 Pa）

不会造成表面脱碳形成 η 相的现象。这对扩大 MT – CVD 技术的应用范围、提高涂层制品的抗弯强度和韧度、提高涂层和基体的结合强度、减小因应力引起的变形都是有利的。

2.4.2 中温化学气相沉积工艺过程及设备

MT – CVD 技术所用设备系统，基本和 HT – CVD 技术是一样的，只是在设备系统中附加一套含 C – N 有机化合物的蒸发、输送及流量、压力控制系统，即可满足 MT – CVD 技术要求。

中温化学气相沉积工艺过程除沉积工艺外，其他各工序都和高温化学气相沉积工艺过程一样。MT – CVD 技术沉积工艺如下：

沉积温度：700 ~ 900℃；

沉积反应压力：$2\times10^3 \sim 2\times10^4$ Pa；

主要反应气体配比：$CH_3CN:TiCl_4:H_2 = 0.01:0.02:1$；

沉积时间：1 ~ 4 h。

2.4.3 中温化学气相沉积 Ti（C.N）组织结构及特性

图 3.6-17、图 3.6-18 示出了 MT – CVD 沉积的单层 Ti（C.N）断口扫描电镜照片和 X 射线衍射谱线。

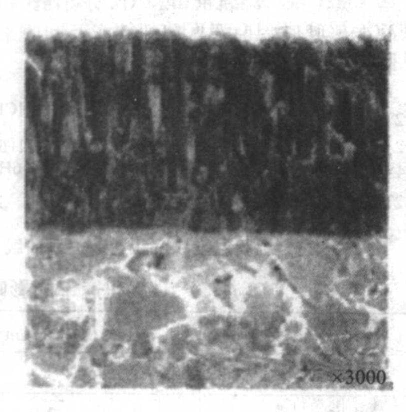


图 3.6-17 MT – Ti（C.N）涂层断口 SEM 图像

由图 3.6-17 可以看出，MT – Ti（C.N）涂层组织结构比较致密，并呈柱状结晶，厚度达 8 ~ 9 μm。

通过 X 射线衍射对柱状结晶进一步分析得出，Ti（C.N）为面心立方晶格，柱状结晶在（220）晶面与基体表面倾斜 30°生长，所以在垂直断口能看到其柱状结晶组织，而在斜面是看不到的。这点和 HT – CVD 沉积的 Ti（C.N）不同，它的柱状结晶在（220）晶面与基体表面平行生长，所以在垂直断口看不到其柱状结晶组织。正因为如此，MT – Ti（C.N）涂层才具有更高的抗磨损、抗疲劳和韧度好等优异特性。另外，在涂层和基体界面处，没有发现 η 相，没有裂纹、孔洞等缺陷存在，提高了涂层和基体的结合强度。

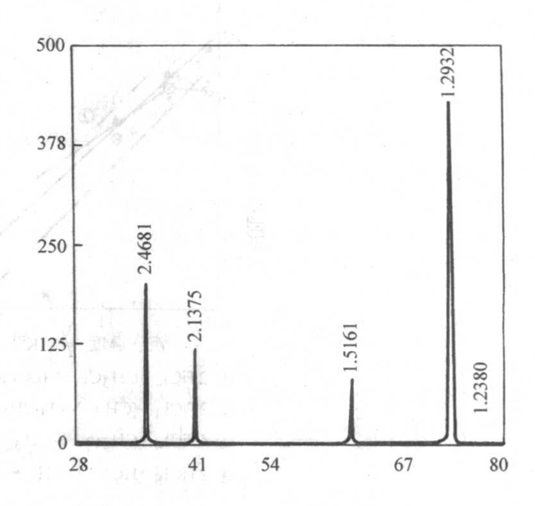


图 3.6-18 MT – Ti（C.N）涂层 X 射线衍射谱线

2.4.4 超级硬质涂层及其沉积工艺技术

（1）超级硬质涂层材料设计

目前，超级硬质涂层材料 MT-Ti（C.N）-Al_2O_3-TiN，主要用于涂层硬质合金刀具领域。其设计指导思想是，解决高速、高效切削、高强度合金钢重切削、干切削等机械加工领域中刀具使用寿命低的难题。

第一层：MT-Ti（C.N），厚度为 6 ~ 9 μm。其特点是提高涂层和基体的结合强度，提高涂层材料耐磨损性能和韧度，使涂层制品可在冲击力大的苛刻条件下使用。

第二层：细晶粒 α-Al_2O_3，厚度达 3 ~ 4 μm，是一般 Al_2O_3 涂层的 2 ~ 3 倍。这种超厚的 α-Al_2O_3 涂层，不但具有很高的耐磨损性能，而且能有效地提高涂层材料在高温下抗氧化、抗粘着磨损的性能。

第三层：TiN，厚度为 1 ~ 2 μm，采用 TiN 做表面涂层材料，是因为 TiN 具有韧度好，以及被加工材料亲和力低，不易形成积屑瘤、抗刀具前面月牙洼磨损性能好等优点。另外，TiN 具有美观的金黄色，易于识别，便于管理，有利于销售。

特别指出的是，超级硬质涂层的基体硬质合金材料，也是专门设计制造的。特点是：第一，表面 20 ~ 40 μm 通过富钴或脱 β 相处理，提高了涂层和基体的结合强度和刀具抗崩刃能力；第二，基体内部具有高硬度、热硬性好、抗高温塑性变形能力强等特性，以支撑涂层，防止因塑性变形和裂纹扩展而失效。

通过综合设计，把几种涂层材料的优良性能复合在一起，充分发挥各自的特长，其使用性能明显优于一般硬质涂层硬质合金刀具。

（2）超级硬质涂层材料沉积工艺

超级硬质涂层材料沉积工艺，是采用 MT-CVD 和 HT-CVD 相结合的化学气相沉积技术，在一炉内连续沉积而成。首先是用 MT-CVD 涂覆厚度为 6 ~ 9 μm 的 Ti（C.N）层，再采用 HT-CVD 涂覆厚度为 3 ~ 4 μm 的 α-Al_2O_3 和厚度为 1 ~ 2 μm 的 TiN 层。

为了提高 Ti（C.N）和 α-Al_2O_3 涂层之间的结合强度，防止在使用时出现涂层剥离的现象，如何确定涂层之间过渡层沉积工艺是十分重要的。Ti（C.N）和 α-Al_2O_3 之间的过渡层是采用 $TiCl_4$-CH_4-H_2-CO_2 系统在 1 000℃左右沉积的 Ti（C.N.O）或 Ti（C.O）。这样涂层之间不会产生应力和应变，提高了涂层之间的结合强度。

采用普通HT-CVD技术沉积厚度为3～4 μm的α-Al_2O_3涂层，要使其结构稳定、晶粒细化、不产生孔洞、疏松、裂纹等缺陷是十分困难的。

新的超厚α-Al_2O_3涂层工艺技术，既能控制α-Al_2O_3的成核速率，又能控制其晶体的长大方向，生长成柱状结晶，这种α-Al_2O_3涂层可以适应多种机械负荷，同时保持更好的抗高温氧化磨损和抗粘着磨损的性能。

新技术中，另一个重要方法是在$AlCl_3$、CO_2、H_2混合气氛中加入适量的H_2S气体，能有效的防止尖角处涂层堆积效应，细化α-Al_2O_3晶粒，保证涂层厚度均匀一致。

(3) 超级硬质涂层硬质合金刀具组织结构及性能

超级硬质涂层显微硬度测定值2876HV20～15，涂层和基体结合强度测定值为47 N。其X射线衍射相结构谱线、断口扫描电镜图像（SEM）和电子探针显微元素分析（EPMA）曲线，由图3.6-19～图3.6-21示出。

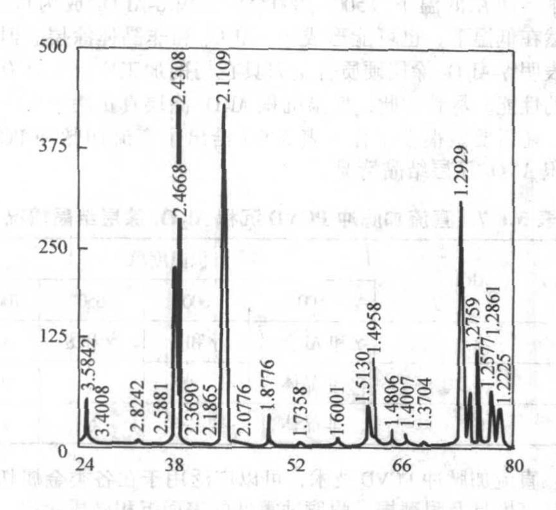


图3.6-19 超级涂层X射线衍射分析谱线

由图可知：

1）超级硬质涂层的相结构为WC（基体强峰）和MT-Ti(C.N)、α-Al_2O_3、TiN。

2）超级硬质涂层从硬质合金基体表面由MT-Ti（C.N）-HT-过渡层-α-Al_2O_3-TiN四层涂层构成。

3）超级硬质涂层材料各层组织和界面都看不到孔洞、疏松、剥离等缺陷，涂层和涂层之间、涂层和基体之间，界面清楚、结合强度高。

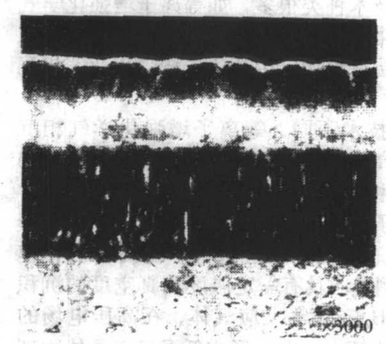


图3.6-20 超级涂层断口SEM分析图像

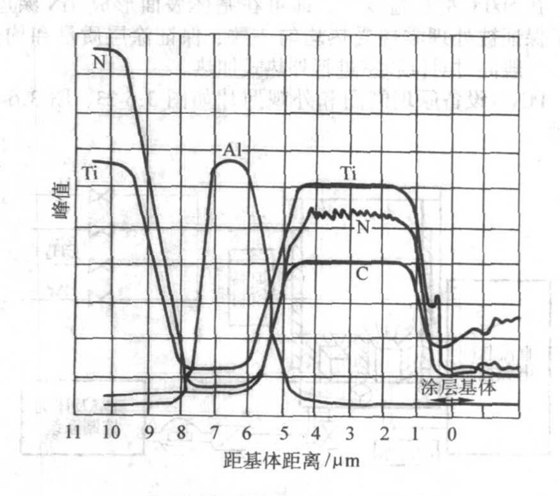


图3.6-21 超级涂层断口EPMA分析曲线

超级硬质涂层硬质合金刀具切削性能及和原来涂层刀具比较结果见图3.6-22。

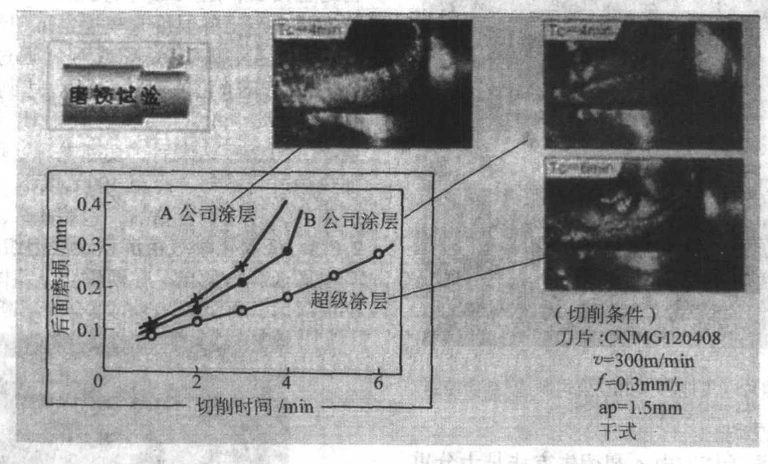


图3.6-22 超级涂层硬质合金刀具切削试验结果

可以看出，超级硬质涂层硬质合金刀具，在高速切削加工合金钢时切削寿命提高1倍以上。显示出其独特的优异性能。

2.5 低温化学气相沉积技术

目前，CVD和PVD技术发展迅速，在很多领域都能大幅度地提高涂层制品的使用性能。但因各自的工艺特点，也有其局限性。低温化学气相沉积技术（简称PCVD），是作为CVD和PVD技术补充而发展起来的。PCVD技术沉积温度<600℃，拓宽了基体材料适用范围，具有设备简单、工件变形小、绕镀性能好、涂层均匀、调整成分方便等优点。既克服了HT－CVD技术沉积温度高，对基体材料要求严的缺点，

又避免了PVD技术绕镀性差、设备复杂的问题，是一种具有很大发展前景和应用价值的新型涂层工艺技术。

2.5.1 低温化学气相沉积技术机理

(1) 低温化学气相沉积技术类型

低温化学气相沉积技术种类很多，如等离子增强化学气相沉积、金属有机化合物化学气相沉积、光化学气相沉积等。目前，沉积硬质涂层材料均应用等离子增强化学气相沉积技术。

和高温化学气相沉技术不同，等离子增强化学气相沉积，是在沉积室内建立高压电场，反应气体在一定真空度和高压电场的作用下，产生辉光放电。反应气体被激发成非常活泼的分子、原子、离子和原子团构成的等离子体，大大降低了沉积反应温度，加速了化学反应过程，提高了沉积速率。以沉积TiN涂层为例，向具有一定温度和真空度的沉积室内，通入$TiCl_4$、N_2、H_2、Ar等反应气体，在高压电场的作用下，产生低气压气体辉光放电，形成低温等离子体物理场，高能电子激活反应气体，形成Ti、N_2活性离子或自由基，在500℃左右温度下，即可在基体表面形成TiN涂层。为了保证被处理零件受热均匀一致、保证涂层质量和均匀性，一般同时对沉积室进行外热式加热。

PCVD设备原理简图和外观照片如图3.6-23、图3.6-24所示。

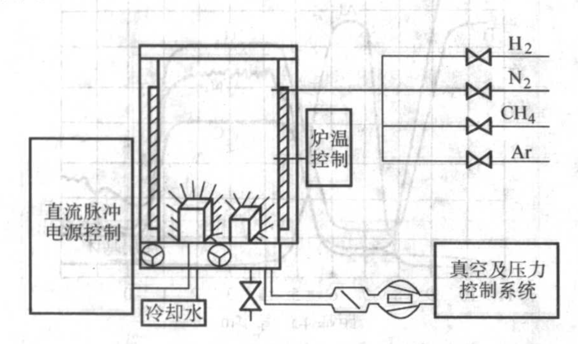


图3.6-23 PCVD设备原理简图

图3.6-24 PCVD设备外观照片（奥地利RüBIG公司制造·自动控制）

(2) 等离子体的引入方法

在PCVD技术中，等离子体的引入和产生方法是十分重要的。目前主要方法有：微波PCVD技术、射频PCVD技术、直流PCVD技术、直流加脉冲PCVD技术。

研究认为，直流加脉冲PCVD技术和其他等离子体引入和产生方法相比，在实际应用中具有更大的优越性。PCVD的热、电等工艺参数可独立控制，可以在电场内直接测温，工艺过程中灭弧能力强，工件不易被烧损，电场具有搅拌作用，使沉积涂层均匀，在工业生产中易于操作和自动控制。所以直流加脉冲PCVD技术是沉积硬质涂层的主要发展方向。

(3) 涂层和基体界面

提高涂层和基体之间的结合强度，是采用PCVD技术获得高质量涂层制品的关键。而涂层和基体性能差异大，涂层后形成较大的残余应力，是影响涂层和基体间结合强度的重要原因之一。要解决这个问题的有效办法是采用多层梯度复合涂层；另一种方法是在涂层沉积前，对钢基体进行等离子渗氮，然后再进行涂层。这样渗氮和涂层在一炉同时完成，不仅简化了工艺、提高了生产效率，而且使涂层制品的性能有了更进一步的提高。渗氮层厚度一般在20～50 μm左右，取决于基体材料种类和渗氮时间。

PCVD技术可沉积的硬质涂层材料种类很多，如TiN、Ti(C.N)、Ti(SiN)、TiAlN等。特别是采用直流加脉冲PCVD技术，使在低温下（500～800℃）沉积α-Al_2O_3成为可能。虽然在低温下，也可能形成γ-Al_2O_3和非晶体涂层。但试验表明γ-Al_2O_3涂层硬质合金刀具在切削加工中，也具有较好的性能。尽管如此，低温沉积Al_2O_3涂层真正用于生产实际，还需要做很多工作。表3.6-7给出了直流加脉冲PCVD沉积Al_2O_3涂层结晶情况。

表3.6-7 直流加脉冲PCVD沉积Al_2O_3涂层结晶情况

O/$AlCl_3$	沉积温度/℃			
	500	600	650	700
2	γ和Al金属	γ和α	γ和α	α
4	非晶体	γ	γ	γ
10	非晶体	非晶体	γ	γ

直流加脉冲PCVD技术，可以广泛用于在各类金属切削工具、模具及耐磨损、耐腐蚀零件的表面沉积硬质涂层。是一项有发展前途的技术。

2.5.2 低温化学气相沉积技术工艺过程

经清洗后的待处理物件，按要求摆放在不锈钢制造的盛物框上，放入沉积室并接好电源，罩上沉积室。系统经检漏密封合格后，通入H_2恢复常压。再罩上加热炉对沉积室进行加热。当工件温度升至规定沉积温度后，启动真空泵对系统排气抽空，并通入Ar或N_2，通过直流脉冲电源对物件表面进行轰击净化或离子渗氮。达到要求后，再按需要通入$TiCl_4$、$SiCl_4$、$AlCl_3$、N_2、CH_4、H_2等反应气体沉积硬质涂层。沉积工序结束后，切断电源、停止通入反应气体。移开加热炉进行冷却，冷至100℃以下，即可打开沉积室取出涂层制品，经检查合格后，包装入库。

2.5.3 低温化学气相沉积涂层组织结构及性能

图3.6-25示出了在硬质合金基体上先沉积三层Ti(C.N)梯度层后，再沉积TiN的复合涂层断口扫描电镜图像。

图3.6-25 PCVD沉积TiCN-TiN涂层断口SEM图像

可以看出，靠近基体的三层 Ti（C.N）梯度层，薄而致密，在梯度层之间及梯度层和基体之间看不到明显的界面和η相，表明涂层和基体之间结合强度好。

经俄歇电子能谱（ESPA）分析表明，涂层表面层吸附有 O、C 和 Cl，而剥离几分钟后，O、C 和 Cl 明显减少，TiN、Ti（C.N）峰值正常。表面 O、C 和 Cl 以离子态存在，对涂层性能是不利的，应在沉积工艺中采取措施，减少 O、C 和 Cl 离子对涂层的污染。

涂层显微硬度测定结果为 2325HV20～15。涂层和基体结合强度测定值为 45 N。图 3.6-26 示出了模具钢经渗氮处理后，再沉积 TiN 涂层的金相组织照片。

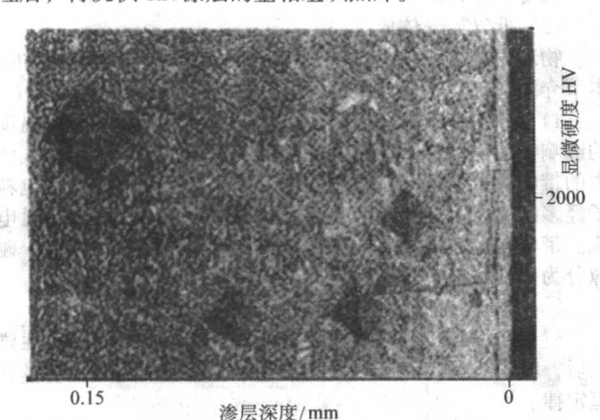


图 3.6-26　模具先渗氮再沉积 TiN 涂层的金相组织照片

可以看出，渗氮层达 0.2 mm，硬度明显提高，再加上表面 TiN 涂层显微硬度达 2 200 HV 20～15 左右，将会大幅度提高涂层模具的使用性能。

3　物理气相沉积

3.1　物理气相沉积概述

物理气相沉积的英文名称为 Physical Vapour Deposition，简称 PVD。

物理气相沉积定义：物理气相沉积是一种物理气相反应生长法。沉积过程是在真空和气体放电条件下，即在低气压等离子体中进行的。涂层反应源物质是固态物质，经过“蒸发或溅射”后，与通入的反应气体经过“电离、复合和反应沉积”等物理过程，在零件表面生成新的固态物质沉积在工件表面，形成均匀一致的硬质涂层和它们的复合涂层。由于沉积反应时源物质被电离成离子或高能中性粒子。提高了反应沉积粒子的活性，降低了反应沉积的温度。通过选择不同的放电技术、控制气体放电条件、反应气体组成和沉积气压、工件温度等工艺参数，可以控制涂层的成分、晶体结构、组织特征，从而获得性能优异的涂层。

3.2　物理气相沉积分类

根据物理气相沉积的工艺特点，PVD 分为真空蒸发镀、离子镀、磁控溅射镀。其涂层所经历的放电过程有辉光放电过程、热弧光放电过程、冷弧光放电过程。现将与沉积硬质涂层相关的 PVD 技术的具体分类和放电方式、工艺特点列入表 3.6-8 中。

表 3.6-8　沉积硬质涂层相关的 PVD 技术分类

分　类	名　　称	气体放电方式	工件偏压/V	工作气压/Pa	金属离化率/%
真空蒸发镀	电阻蒸发镀	—	0	$10^{-3}\sim10^{-4}$	0
	电子枪蒸发镀	—	0	$10^{-3}\sim10^{-4}$	0
离子镀	活性反应离子镀	辉光放电	10^3	$10^{-1}\sim10^{-2}$	5～15
	空心阴极离子镀	热弧光放电	50～100	$10^{-1}\sim10^{-2}$	20～40
	热丝阴极离子镀	热弧光放电	100～120	$10^{-1}\sim10^{-2}$	20～40
	阴极电弧离子镀	冷场致弧光放电	50～200	$10^{-1}\sim10^{-2}$	60～90
磁控溅射镀	平衡磁控溅射	辉光放电	100～200	$10^{-1}\sim10^{-2}$	5～10
	非平衡磁控溅射	辉光放电＋脉冲	100～200	$10^{-1}\sim10^{-2}$	15～30
	柱靶三极磁控溅射	辉光放电＋热电子	100～200	$10^{-1}\sim10^{-2}$	10～20
	射频溅射	射频放电	0	$10^{-1}\sim10^{-2}$	10～15

注：真空蒸发镀作为对比技术列入表中。

3.3　物理气相沉积的物理基础简介

物理气相沉积是在辉光放电、热弧光放电、冷场致弧光放电产生的低气压等离子体中进行的。为了便于材料学科的科技人员合理地使用涂层制品、合理地选用气相沉积设备和正确进行涂层操作。本文将简介 PVD 的物理基础。包括低气压等离子体涉及的基本内容——“真空物理基础”和“低温等离子体物理基础”等内容。

3.3.1　真空物理基础

(1) 真空的基本概念

“真空”是相对的，而不是绝对的，是相对于标准大气压而言。在 0℃时，1 标准大气压下，每立方厘米有 2.687×10^{19} 个气体分子，而在超高真空极限 $10^{-5}\sim10^{-9}$ Pa 压强下，每立方厘米中仍有 33～330 个气体分子，可见“真空”并不空。

气相沉积所采用的容器多是真空容器。配有抽真空的排气系统。容器中的气体分子经真空管道由真空泵口排出。达到预定的真空度。

(2) 真空度测量单位

真空容器内的气体分子时刻对容器壁进行大量的、无规律的弹性碰撞，即产生气体压强。气体压强在标准状态下和气体分子密度有关，因此，用测定气体压强的方法表征容器内的“真空度”。法定计量单位为帕斯卡，用“Pa”表示。“Pa”与过去常用的真空度计量单位（非法定单位）的换算关系列入表 3.6-9 中。

一般将真空的程度划分为四个等级：

低真空：　　$<1\times10^5\sim1\times10^2$ Pa

中真空：　$< 1\times10^{2} \sim 1\times10^{-1}$ Pa
高真空：　$< 1\times10^{-1} \sim 1\times10^{-5}$ Pa
超高真空：　$< 1\times10^{-3} \sim 1\times10^{-9}$ Pa

表 3.6-9　压强单位换算表

压强名称	帕 (Pa)	托 (Torr)	微巴 (μbar)	物理大气压 (atm)
1帕	1	7.500×10^{-3}	10	9.869×10^{-6}
1托	1.333×10^{2}	1	1.333×10^{3}	1.315×10^{-3}
1微巴	10^{-1}	7.500×10^{-4}	1	9.869×10^{-7}
1物理大气压	1.013×10^{5}	760.00	1.013×10^{6}	1

(3) 在真空中理想气体的一些特性

1) 同种气体，在相同的容器中，其气体压强与温度和所含气体分子数成正比。

2) 在容器中，对于混合气体的总压强，等于分压强之和

即　$P = P_1 + P_2 + P_3 + \cdots + P_i + \cdots$

3) 在容器中，气体分子间及气体分子与电子间必然会发生碰撞。气体分子越多，气体压强 P 越大，碰撞次数 Z 越多，即 $Z\propto P$，两次碰撞所通过的路程 λ 越短。在 25℃的空气中，其 $\lambda\approx5\times10^{-3}/P$cm（$P$ 的单位为 Torr）。

4) 在容器中碰撞到容器表面的气体分子被表面吸附，分为物理吸附和化学吸附两类。

吸附的同时放出热量。两类吸附热的差别很大。相反的过程叫解析，是吸热过程。物理吸附热小，化学吸附热大。在金属上化学吸附的气体分子需要加热才能“解析”，如果要排除吸附的氧气，需要加热到数百度。

5) 金属被加热成液体后，表面分子克服附近分子的引力，脱离液面飞到空间去的现象称“蒸发”。相反，气体液化称为“凝结”。在一定温度下，在一密闭空间中单位时间蒸发的量等于凝结的量时，达到平衡状态。此时的气压称该温度下的饱和蒸气压。饱和蒸气压和温度的倒数呈指数关系。真空度越高，金属的蒸发温度越低。钛在大气压条件下的熔化温度为 1 690℃，而在 10^{-3} Pa 时可以在 1 327℃蒸发为金属蒸气。

3.3.2 低温等离子体物理概述

(1) 等离子体定义

等离子体是一种电离气体，是离子化了的离子和电子的集合体，整体显中性，称为物质的第四态。在物理气相沉积技术中，主要利用电子在高能电场作用下加速，获得能量后，与中性粒子碰撞使之电离，产生低气压气体放电获得低温等离子体。使用的电场有直流电场、高频电场、微波电场。

(2) 等离子体分类

1) 按电离程度分类

① 完全电离等离子体　几乎所有中性粒子都呈离子态、电子态，成为强导体。带电粒子密度 $10^{10}\sim10^{15}$个/cm³。

② 部分电离状态气体　只有部分中性粒子电离。只要电离度达到 1%，其电导率与完全等离子体状态气体的电导率相近。物理气相沉积在这种电离状态中进行，金属的离化率达到 1%～90%。放电空间具有很好的导电能力。

③ 弱电离状态气体：只有极少数中性粒子被电离。

2) 按温度分类　物质处于不同温度时所具有的能量不同。物质的能量用电子伏特（eV）表示，它和温度的关系由下式表示

$$1\ \text{eV} = 1.160\ 485\times10^{4}\ \text{K}$$

式中，K 为热力学温度。

按等离子体中电子和重粒子能量的不同程度，分为热等离子体和低温等离子体。

① 热等离子体　等离子体中重粒子温度 Ti 和电子温度 Te 相等。二者均在 10^4 K 范围时，叫热等离子体，也叫平衡等离子体。在此高温下，所有的气体物质都会分解为分子或离解为带电粒子，等离子体空间存在大量的离子、自由基和活性分子。

② 低温等离子体　等离子体中的重粒子温度 Ti 远远低于电子温度 Te，叫低温等离子体，也叫非平衡等离子体。辉光放电、射频放电、低气压弧光放电产生的等离子体均属于低温等离子体。

(3) 低气压气体放电

物理气相沉积技术是在低气压气体放电条件下进行的，本节介绍低气压气体放电的一些规律。

1) 粒子间的碰撞　在真空容器中，气体分子由于温度的影响做热运动；由于浓度的原因，进行扩散；混杂在气体中的带电粒子，还会在电场的作用下，做迁移运动。带电粒子经多次碰撞后跑到与自己异性的电极上，使气体导通电流。带电粒子在放电空间必然与气体分子不断发生碰撞，碰撞分为弹性碰撞、非弹性碰撞。

① 粒子间的弹性碰撞和非弹性碰撞

a) 粒子间进行弹性碰撞时，没有内能的变化，弹性碰撞后，粒子只是改变运动方向。遵守能量守恒定律和动量守恒定律。

b) 粒子间进行非弹性碰撞后，粒子的内能发生变化。入射粒子的动能给出，变为目标粒子的内能。可以使目标粒子最外层的电子脱离原子核的约束，电离为离子，此过程称“电离”；也可以将在低能级轨道上运动的电子跳跃到高能级的轨道上去，成为受激的高能原子。此过程称为激发。

② 粒子碰撞时的能量损失　目标粒子获得最大的内能 W_{max} 与入射粒子的动能 ε_1 的关系为

$$W_{max} = (m_2/m_1 + m_2)\ \varepsilon_1$$

式中，m_1，m_2 分别为入射粒子的质量和目标粒子的质量。

由于气体分子、离子的质量近似相等，因此当离子与气体分子进行非弹性碰撞时，目标粒子获得的内能近似为离子能量的 1/2，即离子损失本身能量的一半。但气体分子的质量与电子的质量相差很大，因此，当电子与气体分子进行非弹性碰撞时，目标粒子的内能 $W_{max}\approx\varepsilon_1$。即电子把所有的动能都传递给了中性粒子。表 3.6-10 列出了带电粒子与中性粒子发生弹性碰撞和非弹性碰撞时，能量损失的一般规律。

表 3.6-10　碰撞过程中带电粒子能量损失分数

碰撞方式	电　子	离　子
弹性碰撞	$10^{-4}\%\sim10^{-6}\%$	1/2
非弹性碰撞	100%	1/2

综上所述，物理气相沉积过程中，离子与中性粒子无论是进行弹性碰撞还是非弹性碰撞，每碰撞一次，损失本身能量的 1/2；而当电子与中性粒子进行弹性碰撞时几乎不损失能量；进行非弹性碰撞时，电子几乎把全部能量传递给中性粒子，使其电离或受激发。

2) 气体的激发和电离　电子在电场作用下获得能量 ε，其能量的大小和电子在加速电场中所经过的电位差“U”成正比。即 $\varepsilon = eU$，单位为电子伏特（eV）。电子不是具有任何能量都可以使气体激发和电离的，只有当电子的能量大于气体的激发电位或电离电位时，才可能使气体激发或电离。各种元素和气体的谐振激发电位 U_r、电离电位 U_i 在有关气

体放电的资料中均可查到。一般气体分子的电离电位 U_i 为 12 ~ 25 V，激发电位 U_r 为 10 ~ 16 V。常用金属原子的电离电位 U_i 为 6 ~ 9 V，激发电位 U_r 为 1 ~ 4 V。实际上，高能电子需要具有更高的能量才能使气体分子或金属原子电离。另外，高能的气体离子和处于激发状态的高能气体分子在与金属原子碰撞时，给出一半的能量足以使之电离或受激发。

3）带电粒子的消失　气体放电等离子体中存在着大量的带电粒子，它们时刻进行电离的逆过程。

① 带电粒子在电极上的消失　电子在阳极的吸引下向阳极运动，进入阳极；正离子进入阴极；负离子进入阳极。等离子体是一个强导体。

② 带电粒子在空间复合　带不同电荷的带电粒子在空间复合的形式很多，有电子与正离子的复合、正离子与负离子的复合，也有离子、电子和中性粒子之间的三体复合。带电粒子在器壁上碰到一起，很容易复合，多余的能量使器壁升温。

4）等离子体化学　高速电子与多原子气体产生非弹性碰撞，引起分子的激活、自由基化和离解离子化。多原子气体，如 H_2、N_2、CH_4、NH_3、$TiCl_4$、$SiCl_4$ 等。其结构比单原子复杂得多，在等离子体环境中，可与金属粒子反应生成新的化合物。

（4）气体放电类型

气体放电分为辉光放电、弧光放电、高频放电、电晕放电等。本节重点介绍辉光放电和弧光放电。表 3.6-11 列出了两种放电特性的不同点。

表 3.6-11　弧光放电和辉光放电特性对比

放电参数	辉光放电	弧光放电
电压/V	数百	数十
电流密度	数（mA/cm^{-2}）	数百（A/cm^2）
发光强度	弱	强
发光部位	整个阴极表面	局部弧斑
阴极发射电子的过程	正离子轰击表面发射	热电子或场致电子

1）辉光放电特点

① 辉光放电时阴极发出辉光的颜色因气体而异。

② 辉光放电气压一般为 10^{-2} ~ 10^2 Pa。

③ 辉光放电的电流密度一般为 10^{-1} ~ 10^{-2} mA/cm^2，电压为 100 ~ 500 V。属高电压、小电流密度放电。

④ 辉光放电过程主要靠正离子加速到达阴极，使阴极不断发射二次电子的过程来维持放电。

⑤ 辉光放电的空心阴极效应。两个平行平板阴极置于真空容器中，当满足气体点燃条件时，这两个阴极都产生辉光放电，当两个阴极距离很近时，电子不容易进入阳极，而是在两个阴极间来回振荡，电子和气体的碰撞概率加大，可以引发更多的激发和电离过程，使辉光强度增加，产生更多的离子对阴极进行轰击。表现电流密度增加、辉光强度增强。这种现象称辉光放电的空心阴极效应。如果阴极是空心阴极管时，空心阴极效应更加明显。

⑥ 高频辉光放电。高频放电分为低气压高频辉光放电和高气压辉光放电。本书只讨论低气压下的高频辉光放电。低气压高频放电现象：在真空容器中放置两个电极，通以低频交流电（50 Hz）后，在两极交替产生辉光放电。放电特性在每个半周期内与直流辉光放电相同。若在电极上通以高频电后，分辨不出两极交替发光的现象。高频放电两极附近的放电是完全对称的。两边有阴极暗区、负辉区、等离子体光柱在管子中部。常用放电频率为 13.56 MHz。产生高频放电的方式有电感耦合方式、电容耦合方式和微波放电方式。高频放电的另一个重要特性是阴极上的过程不起主要作用。两个电极可以放在管内，也可以放在管外。内部电极常用平板型电极。外部电极主要是感应线圈。也叫无极环形放电。

由于高频电场中带电粒子和气体非弹性碰撞的概率比直流辉光放电大，因此，在较低气压下，仍可以维持稳定的放电过程。直流辉光放电的气压范围为 10^{-1} ~ 10^2 Pa，高频放电的气压范围可达为 10^{-1} ~ 10^{-2} Pa。

2）弧光放电特性

① 弧光放电时阴极发出辉光的颜色也因气体而异。

② 弧光放电气压一般为 10^{-3} ~ 10^3 Pa。

③ 弧光放电的电流密度一般为 10^2 ~ 10^3 A/cm^2，电压为 20 ~ 70 V。但电场强度大，$E = 10^6$ ~ 10^8 V/cm，属低电压、大电流密度放电，成为强导体。

④ 弧光放电类型

a）根据放电气压的不同分类如下。

高气压电弧。高于 10^3 Pa 的气体或蒸气电弧叫高气压电弧。弧柱中的电子、正离子、中性原子、分子达到热平衡。是压缩型电弧，弧柱温度高达 4 000 ~ 20 000 K。

真空电弧。低于 10^3 Pa 气体电弧或蒸气电弧叫真空电弧。弧柱中电子的温度高达 10^4 ~ 10^5 K。而重粒子温度略高于环境温度，形成非平衡等离子体。

b）根据弧光放电形成的机制分类如下。

自持弧光放电。自持弧光放电分为热电子发射弧光放电和冷场致发射弧光放电。

热电子发射。自持热电子弧光放电是靠阴极稳定发射热电子来维持的。在异常辉光放电过程中，只要电流密度大到使阴极加热到可以发射热电子的温度，便可以过渡到产生热阴极弧光放电。W、Ta、Mo 等难熔金属是常用的热电子发射材料。它们的热电子发射温度很高。W 为 2 700℃、Ta 为 2 300℃、Mo 为 2 100℃。

冷场致电子发射。冷阴极弧光放电的电子发射机制主要是场致电子发射。即靠阴极前正离子堆积产生的极高的电场强度 E，一般材料场致发射的电场强度 $E = 10^{-4}$ ~ 10^{-6} V/cm，发生击穿而形成很强的电子发射，叫场致发射。场致电子发射的电流密度高达 10^6 ~ 10^8 A/cm^2。

在弧光放电过程中，电弧在阴极表面迅速徘徊，引起局部阴极的强烈蒸发，使得阴极前蒸气压增大，自由程缩短至 10^{-4} ~ 10^{-6} cm。正离子和阴极之间形成偶电层，因此形成高场强，获得了场致电子发射的条件。

（5）带电粒子与表面的作用

离子到达阴极表面将发生一系列物理、化学现象。如图 3.6-27 所示。这些现象在物理气相沉积中起着重要的作用。比较有意义的效应为二次电子发射、阴极溅射、气体的解析与分解、阴极被加热、局部区域原子扩散、产生晶格变化和离子注入。

1）二次电子发射　离子在阴极电场的吸引下，加速轰击阴极，引起二次电子发射，电子在等效阳极作用下加速运动，是维持气体放电的必要条件。

2）阴极溅射　阴极溅射是高能离子轰击阴极，与阴极原子进行了能量、动量交换。当阴极表面的中性原子或分子的能量超过表面结合能时，便逸出成为被激出的溅射原子。一个离子能溅射出的原子数量叫溅射系数，用“S”表示。溅射系数与许多因素有关。

① 溅射系数与离子的种类和质量有关。离子的原子序数越大，溅射系数越大。

② 溅射系数与真空度有关。真空度较高时溅射系数变化不大，随着真空度的降低而降低。是因为溅射出的粒子与气体分子碰撞过多，又返回阴极所致。

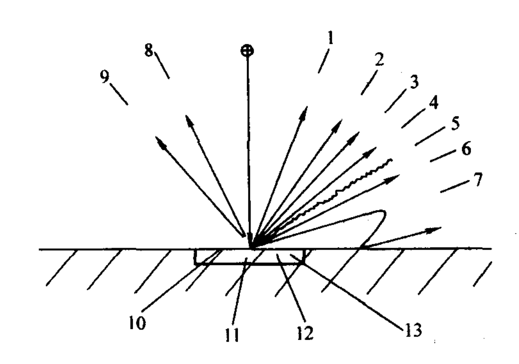


图 3.6-27　离子轰击阴极表面所产生的现象

⊕—入射离子；1—二次电子发射；2—溅射出中性原子；3—正离子发射；4—负离子发射；5—γ光子和X射线的辐射；6—气体解析与分解；7—被溅射粒子的返溅射；8—入射离子的中性反射；9—入射离子的反射；10—加热；11—晶格缺陷；12—扩散；13—离子注入

③ 溅射系数与轰击离子的能量有关，随着离子能量的增大，溅射系数增大。但离子能量过大时，离子会产生离子注入，反而使溅射系数降低。单位时间阴极物质的溅射量和溅射速率正比于入射离子的密度和溅射系数的乘积。

被溅射原子的能量为 10～40 eV。蒸发原子的能量只是热能，大约为 0.2 eV，这使溅射技术形成的涂层组织具有很大的优点。

（6）带电粒子在电磁场中的运动

1）带电粒子在电场中的运动　若带电粒子的电荷为 q，在均匀电场 E 中受电场力的作用，其方向与电场的方向平行。正电荷与电场同向，负电荷与之反向。电子经过电位差 U 后，所得的能量 eV 变为电子的动能，$1/2\ mv^2 = eV$。式中 e、m 分别为电子的电荷和电子的质量。

2）带电粒子在磁场中的运动　带电粒子在均匀磁场中运动受的力是洛伦茨力。洛伦茨力 $F = -eEB$。F 的向量等于电场 E 和磁场 B 的向量乘积，则带电粒子只做回转运动。其运动轨迹为圆周。正电荷与之同向，负电荷与之反向。

3）带电粒子在电磁场中的运动　电子在电场和磁场都存在的场中运动，则受电场力和洛伦茨力的作用。$F = -(fe + fm)$。

当电子的初速度 $v_0 = 0$ 时，电子在正交均匀电磁场中运动时，是做回转运动加上一个沿电场方向的漂移运动。运动轨迹为圆周运动与直线运动的合成，即是旋轮线。如图 3.6-28 所示。旋轮半径 $r = mE/eB^2$，即旋轮半径与电场强度 E 成正比，与磁感应强度 B 的平方成反比。B 越大，旋轮线半径越小。电子和正离子在相反的方向上被加速。正离子的质量大，所以旋轮线半径比电子的大。

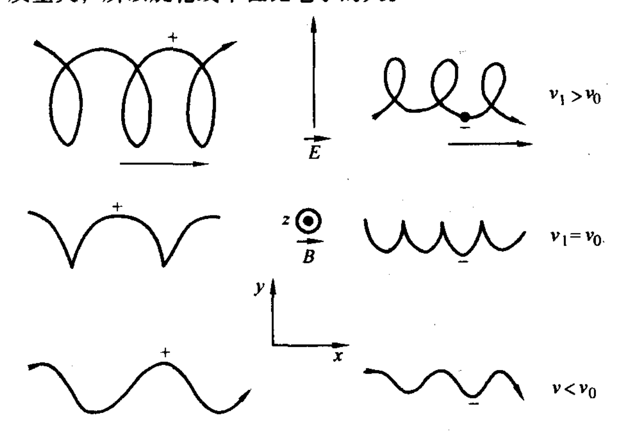


图 3.6-28　电子、离子做旋轮线运动的轨迹

在物理气相沉积中，多采用外加磁场来控制等离子体的运动。因此，正确设置电磁场位置，对发展新的物理气相沉积技术是非常有意义的。

3.4　各种物理气相沉积技术

物理气相沉积技术在硬质涂层方面的应用，首先是从采用"e"形枪离子镀膜机，在高速钢成型刀具上沉积氮化钛硬质涂层刀具开始的。由于沉积温度可以降低到高速钢回火温度以下，使物理气相沉积技术取得了突飞猛进的发展。随后的几十年里相继发展出氮化锆、氮化铬等金属陶瓷涂层、金刚石、C_3N_4 等非金属涂层和它们的复合硬质涂层和多种沉积方法。离子镀和磁控溅射镀是工业生产的主流涂层技术，本节重点介绍离子镀和磁控溅射镀。

3.4.1　离子镀

（1）离子镀的物理意义

广义来讲，离子镀技术的特点是涂层粒子来源于蒸发技术，根据蒸发金属的技术不同，离子镀技术分为活性反应离子镀、空心阴极离子镀、热丝阴极离子镀和电弧离子镀。其主要特点是工件接负偏压电源，目的是使被蒸发出来的金属原子等离子化。涂层金属粒子被电离和激发为离子和高能中性原子。金属离子通过负偏压的吸引，加速到达工件。其能量可达 $10 \sim 10^3$ eV，容易和反应气体化合成为氮化钛等化合物涂层。与离子镀相比，真空蒸发镀膜由于工件不加偏压，金属原子只是靠蒸发时的热能，大约为 0.04～0.1 eV。因此涂层粒子的能量低，涂层和基体结合力小、很难形成化合物涂层。离子镀涂层粒子的高能量，不但有利于反应沉积，更有利于改善涂层组织、结构，提高涂层与基体的结合力。

（2）离子镀的优点

离子镀技术是美国 Sandia 公司的 D.M.Mattox 于 1963 年首先提出的，1967 年在美国获得专利。图 3.6-29 为 D.M.Mattox 发明的直流二极型离子镀装置示意图。离子镀英文名称 Ion Pliting。

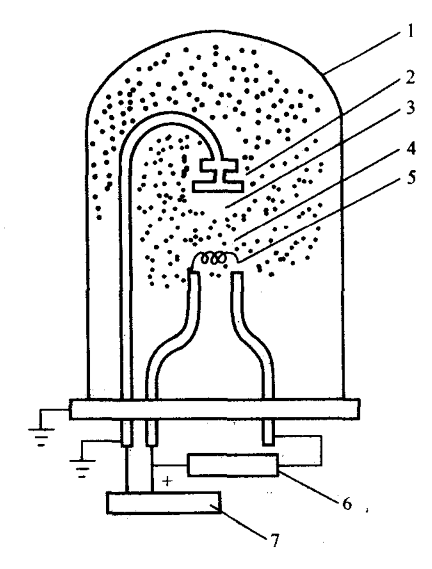


图 3.6-29　Mattox 发明的电阻蒸发源离子镀装置示意图

1—真空室；2—工件；3—阴极暗区；4—等离子体区；5—电阻蒸发源；6—蒸发电源；7—偏压电源

D.M.Mattox 在真空室中安装了电阻蒸发源，涂层金属安装在 W、Mo 等难熔金属丝上或舟内。工件转架接偏压电源的负极，镀膜室接偏压电源的正极。真空室首先抽真空，真空度达 10^{-3} Pa 后，向真空室通入氩气。真空度维持 $1 \sim 10^{-1}$ Pa。工件施加 1～5 kV 负偏压。接通电源后，产生辉光。在工件

和蒸发源之间形成低温等离子体。接通电阻蒸发电源，放置在 W、Mo 丝上的涂层金属被加热、熔化、蒸发。金属蒸气原子在向工件飞行的过程中，与高能电子产生非弹性碰撞。部分原子被电离，得到金属离子和高能原子。金属离子在工件负偏压电场的加速下，以 $10\sim10^3$ eV 的能量到达工件。D.M.Mattox 发明的离子镀技术的主要特点是大大提高了涂层粒子的能量，可以使涂层组织细化、涂层的晶体结构发生有规律的变化、提高涂层和基体结合强度、涂层的绕镀性好、有利于化合物涂层的形成。因此，离子镀技术得到了迅速发展。

对于蒸镀高熔点金属，不能采用电阻蒸发源，而是采用电子枪作为蒸发难熔金属的能源。高压电子枪产生的电子束轰击到放在水冷坩埚内的待镀金属上，其动能转化为热能，将金属熔化、蒸发。在一个安装电子枪蒸发源的离子镀机中，工件也必须施加负偏压。构成电子枪蒸发源型的二极型离子镀膜机。

(3) 离子镀分类

根据离子镀工艺过程中所产生的等离子体放电类型，分为辉光放电型离子镀和弧光放电型离子镀。表 3.6-12 为各离子镀技术的类型及其特点。

表 3.6-12　各种离子镀技术特点

名　称	气体放电方式	工件偏压 /V	蒸发源	金属离化率 /%
活性反应离子镀	辉光放电	10^3	高压电子枪	5 ~ 15
空心阴极离子镀	热弧光放电	50 ~ 200	空心阴极枪	20 ~ 40
热丝阴极离子镀	热弧光放电	100 ~ 200	热丝弧枪	20 ~ 40
阴极电弧离子镀	冷场致弧光放电	50 ~ 200	阴极电弧源	60 ~ 90

(4) 用于沉积硬质涂层的离子镀技术

D.M.Mattox 发明的二极型离子镀技术在沉积功能膜、耐腐蚀膜等方面有广泛的应用领域。但二极型离子镀技术属于辉光放电范畴，金属的离化率低，只有 1% ~ 3%。涂层粒子整体能量低，不容易进行反应沉积，难于获得氮化钛等化合物涂层。为此许多科技工作者不断探索提高金属离化率的方法。我们仅介绍在生产中比较成熟的用于沉积硬质涂层的几种离子镀技术。

1) 活性反应离子镀技术

① 活性反应离子镀原理和设备结构简图。美国的 Bushan 等研究了采用活性反应离子镀技术沉积氮化钛的规律。他们在安装电子枪蒸发源的二极型离子镀膜机中，于坩埚的上方安装一个活化电极，进行活性反应离子镀研究。其英文名称为 Activated Reactive Evaporation，简称 ARE。图 3.6-30 为活性反应离子镀膜机结构示意图。

真空室内安装磁偏转型电子枪，电子枪接 6 ~ 10 kV 负电压。水冷坩埚接地，内装有待蒸发的金属锭。坩埚上方安装活化电极，活化极对地（坩埚）为正极。工件进行公自转，并施加负偏压。真空室内还安装了对工件进行烘烤加热的装置及进气系统。电子束从电子枪头射出后，在正交电磁场的作用下，偏转 270°（或 240°）轰击到装有金属锭的坩埚上。电子束的动能转换为热能将金属加热蒸发。活化电极相对坩埚为正极，吸引从金属锭激发出的二次电子。使原来做无规律运动的二次电子向坩埚上方的活化电极方向运动，增加了电子与金属蒸气的碰撞概率。使金属的离化率提高到 5% ~ 15%，提高了涂层粒子的活性。通入反应气体后比较容易进行反应沉积，在工件上获得氮化钛等化合物涂层。图 3.6-31 为电子枪和坩埚系统。

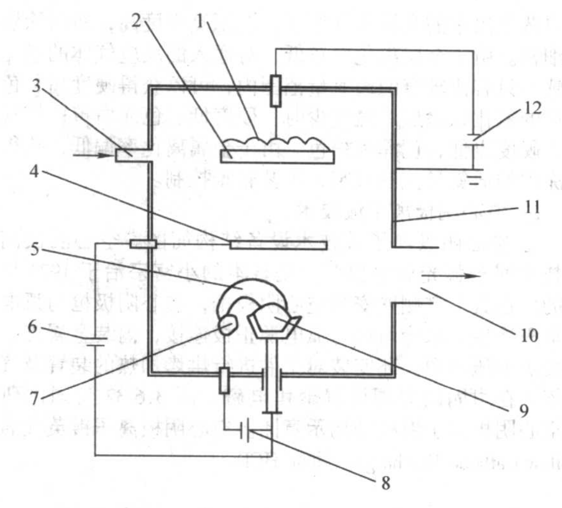


图 3.6-30　活性反应离子镀膜机结构示意图

1—烘烤加热装置；2—工件；3—进气孔；4—活化电极；5—电子束；6—活化电极电源；7—电子枪；8—电子枪电源；9—坩埚和金属锭；10—真空系统；11—真空室；12—偏压电源

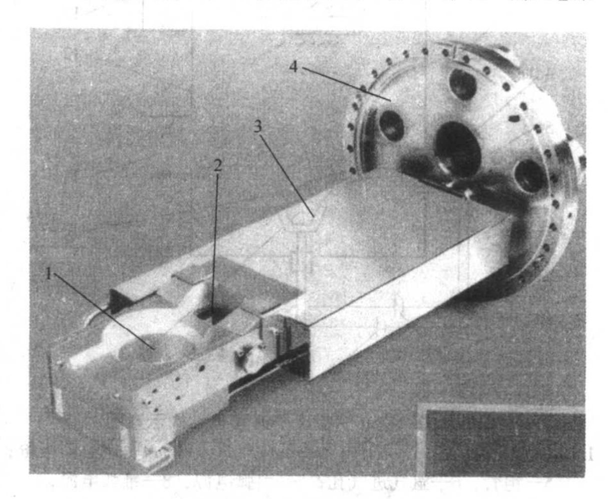


图 3.6-31　电子枪和坩埚系统

1—坩埚及金属锭；2—电子束出口；3—支板；4—安装法兰

② 活性反应离子镀工艺过程。工件经清洗入炉后抽真空。当真空度达到 6×10^{-3} Pa 后，开启烘烤加热电源，对工件进行加热。到达一定温度后通入氩气，真空度降至 2 ~ 3 Pa，接通工件偏压电源，电压调至 1 000 V。此时产生辉光放电，获得氩离子。氩离子在负偏压电场的作用下，对工件进行轰击净化。

开启活化极电源、关闭氩气，通入反应气体氮气，真空度调至 $2\sim5\times10^{-2}$ Pa。工件偏压仍为1 000 V左右。最后接通电子枪电源。一般枪电压 10 kV，束流 0.3 ~ 1 A。电子束达到坩埚后，其动能转为热能将金属加热、蒸发。此时工件和活化电极上都产生辉光。随着电子束电流的增加和活化极电压的升高，辉光强度增大、活化极电流增大、工件偏流增大。活化极电流可达 15 ~ 40 A，活化极电压 50 ~ 80 V。调整适当的参数，可以获得优质的氮化钛等硬质涂层。日本神岗精机株式会社生产的活性反应离子镀膜机中的活化极设计合理，简化了镀膜机的结构，可以去掉开始研制的活性反应离子镀膜机中必须设置的差压板和气阻孔。活化极提高了辉光放电型离子镀的金属离化率。可以在较大的范围内获得氮化钛等硬质涂层，一次可以沉积 500 支表壳。

③ 活性反应离子镀涂层特点。由于涂层粒子是由电子枪

加热蒸发出来的金属蒸气原子，沉积真空度高，所以涂层组织细密。由于金属离化率较低，对通入的反应气体的量比较敏感。只有比较窄的通氮量范围内，可以获得硬度高、色泽金黄的氮化钛涂层。氮气少时，硬度低、色泽白黄；氮气多时，硬度也低，色泽为褐色。由于金属离化率偏低，获得最佳涂层的通氮量范围较窄，工艺较难控制。

2）空心阴极离子镀技术

① 空心阴极离子镀技术设备结构简图。空心阴极离子镀技术属于弧光放电范畴。是日本的小宫宗治于1974年发明的。在真空室侧壁安装空心阴极枪，空心阴极枪与弧电源的负极连接。水冷坩埚与弧电源正极连接，内装金属锭。工件接负偏压电源。还安装对工件进行烘烤加热的装置及气路系统。在坩埚的周围设置聚焦电磁。图3.6-32为国内研制的空心阴极离子镀机结构示意图。空心阴极离子镀英文名称Hollow Cathode Discharge，简称HCD。

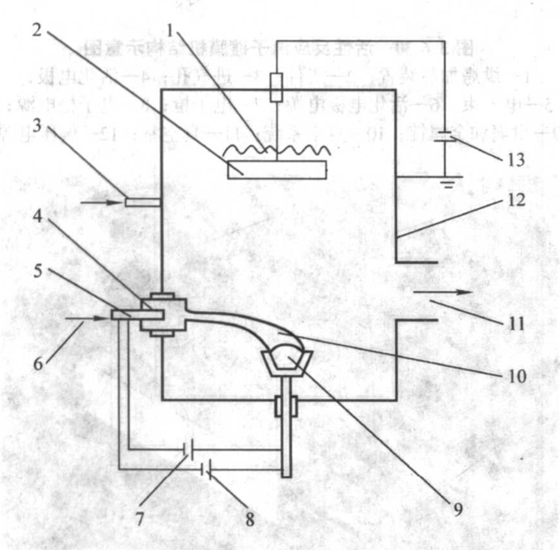


图3.6-32　空心阴极离子镀膜机结构示意图

1—烘烤加热装置；2—工件；3—反应气进气孔；4—空心阴极枪；5—钽管；6—氩气进气孔；7—引弧电源；8—维弧电源；9—坩埚和金属锭；10—空心阴极电子束；11—真空系统；12—真空室；13—偏压电源

在空心阴极离子镀膜机中采用钽管制作空心阴极枪，空心阴极枪可以安装在镀膜室的底板、侧壁、顶上。空心阴极电源由两个电源并联组成：引弧电源和维弧电源。引弧电源电压800～1 000 V，引弧电流30～50 A。维弧电压40～70 V，维弧电流50～400 A。工件偏压比活性反应离子镀低，大约50～200 V。

操作时，由钽管通入氩气。在一定的真空度下开启空心阴极电源，首先由引弧电源使钽管壁内外产生辉光放电，钽管内由于辉光放电的空心阴极效应，电流密度很大。高密度的氩离子轰击阴极钽管壁，使管壁尾端迅速升温至2 300℃，钽管呈白炽状态，达到钽金属的热电子发射温度。从钽管内发射出高密度的，以热电子流为主的等离子体电子流，形成弧光放电。此时空心阴极的放电参数已由电压500～1 000 V，电流30～50 A，电压突变为40～70 V，电流50～400 A。引弧电源已经没有作用，由维弧电源维持热电子弧光放电。电子流到达坩埚后，其动能转换为热能，将金属加热、蒸发。在坩埚上方金属蒸气原子与高密度的电子流进行非弹性碰撞的概率大，使金属和反应气激发、电离。金属离化率高达20%～40%，涂层粒子的整体能量高，容易和反应气体进行化合，在工件上反应沉积获得氮化钛等化合物涂层。空心阴极枪既是蒸发源，又是离化源。

用空心阴极枪镀膜时，还需调整坩埚周围的电磁线圈的电流，控制电子束轰击到坩埚上的束斑大小，从而控制到达坩埚的电子流功率密度。

由于金属离化率高，到达工件的金属离子多，工件偏压不能加到1 000 V。否则会使工件温度太高，使刀具的温度超过回火温度。所以工件偏压为50～200 V。和活性反应离子镀比较，空心阴极离子镀的枪电压低，工件偏压低，属于低电压操作。

② 空心阴极离子镀技术工艺过程

a）烘烤加热工件及氩离子轰击净化。工件经清洗入炉后抽真空。当真空度达到6×10^{-3} Pa后，开启烘烤加热电源，对工件进行加热。到达一定温度后，从钽管通入氩气，真空度降至2～3 Pa，接通工件偏压电源，电压调至500～1 000 V。此时产生辉光放电，获得氩离子。氩离子在负偏压电场的作用下，对工件进行轰击净化。轰击10～20 min。

b）沉积氮化钛硬质涂层。将工件偏压降低至50～200 V，开启空心阴极电源，加大氩气的流量，当真空室的真空度到达100 Pa左右时，钽管首先产生辉光放电，然后很快转变为弧光放电。内径6 mm的钽管，弧电流50～80 A、内径15 mm的钽管，弧电流可达300～400 A。如此高密度的电子流到达坩埚，将金属加热、蒸发。首先沉积一层纯钛的底层，以提高涂层和基体结合力。

将偏压降至50～100 V，通入氮气。沉积氮化钛涂层时的真空度一般为（3～8）$\times10^{-1}$ Pa，获得致密的氮化钛等化合物涂层。沉积时间20～40 min，由沉积厚度决定。达到预定沉积时间后，关闭弧电源、偏压电源、工件转架、氩气、氮气。

③ 空心阴极离子镀技术涂层组织特点　空心阴极离子镀和活性反应离子镀一样，其涂层粒子都是由电子束的动能转化为热能将金属蒸发为蒸气原子，因此涂层的组织细密。由于金属离化率高，获得氮化钛的工艺范围宽。能在较大的配氮量范围内获得硬度高、组织致密的氮化钛涂层。图3.6-33为空心阴极离子镀氮化钛涂层组织断口的扫描电镜照片。

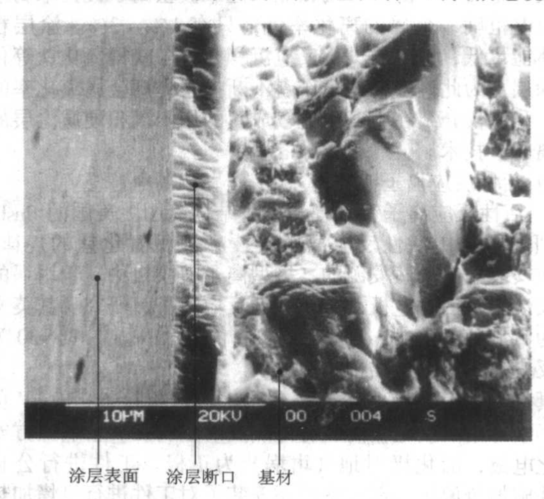
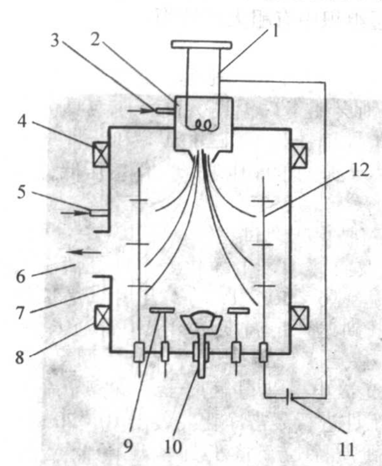


图3.6-33　空心阴极离子镀氮化钛涂层组织断口的扫描电镜照片

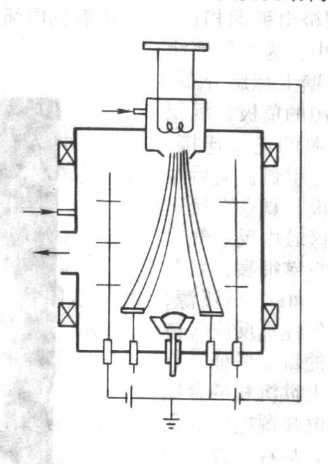
3）热丝阴极离子镀技术

① 热丝阴极离子镀技术设备结构简图。热丝阴极离子镀技术和空心阴极离子镀技术一样，属于热电子弧光放电类型离子镀技术。热丝阴极离子镀是列支登示敦的巴尔采斯公司的产品。在真空室顶上安装热丝弧枪，热丝阴极枪中安装钽丝，接弧电源负极。真空室底部安装水冷坩埚接弧电源正极，内装金属锭。坩埚周围安装水冷辅助阳极。工件接偏压电源。氩气由热丝阴极枪引入，反应气由真空室引入。真空

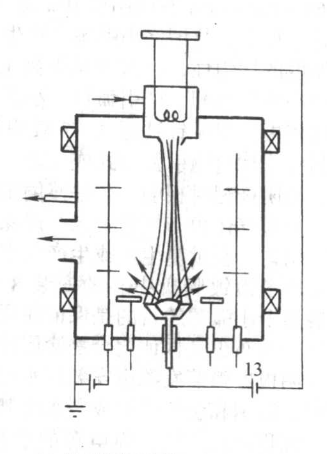
室外围安装上下两个大的电磁线圈。图 3.6-34 为热丝阴极离子镀膜机结构示意图。



(a) 热丝阴极枪的正极与工件相连，电子束射向工件。用电子加热工件



(b) 热丝阴极枪的正极与水冷辅助阳极相连，工件接偏压电源，进行氩离子轰击净化



(c) 热丝阴极枪的正极与坩埚相连，工件接偏压电源，进行氮化钛沉积

图 3.6-34　热丝阴极离子镀膜机结构示意图

1—钽丝；2—热丝阴极枪；3—氩气进气孔；4—上电磁线圈；5—反应气进气；6—真空系统
7—真空室；8—下电磁线圈；9—辅助阳极；10—坩埚和金属锭；11—弧电源；12—工件；13—偏压电源

热丝阴极枪是非自持弧光放电型的热电子枪，枪内安装一个发射热电子流的钽丝，钽丝接热丝阴极枪电源的负极，弧电源的正极通过电控转换分别与工件、坩埚和辅助阳极连接。热丝阴极枪电源由两个电源并联组成：钽丝加热电源和维弧电源。钽丝加热电源将钽丝加热至白炽状态，钽丝发射大量的热电子。向枪室通入氩气，氩气被电离，热丝阴极枪产生热电子弧光放电，射出低电压、大电流的弧光等离子体产生的电子流射向阳极。阳极如果是坩埚，高密度的电子流可以将被沉积的金属加热蒸发。同时与蒸发出来的金属蒸气原子和反应气体产生非弹性碰撞，获得大量的金属离子、金属高能原子、气体离子、高能原子。钽丝加热电源的电压 4 ~ 8 V，电流 150 ~ 180 A。维弧电源维持稳定的弧光放电，电压 30 ~ 70 V，弧电流 100 ~ 300 A。热丝阴极枪使金属的离化率提高，可达 20% ~ 40%，容易进行反应沉积，获得化合物涂层。热丝阴极枪既是加热源、蒸发源，又是离化源。属于低电压操作，比较安全。由于采用了电子流加热工件，因为电子的质量小，加热速度缓慢，工件变形小。但其不足之处在于生产周期长，生产效率低。

② 热丝阴极离子镀技术工艺过程

a) 电子轰击加热。工件经清洗入炉后抽真空。当真空度达到 6×10^{-3} Pa 后，进行电子轰击加热。从热丝弧枪室通入氩气，真空度调至 3×10^{-1} Pa，钽丝预加热电流 150 A，接弧电源的负极。弧电源的正极与工件转架连接。开启工件转动机构。外围电磁线圈电流 20 A。开启弧电源后热丝阴极枪产生的热电子流射向工件，工件被电子流加热。加热 30 ~ 50 min后关闭弧电源。

b) 氩离子轰击净化。加热完毕，将真空度调至 2×10^{-1} Pa，转换弧电源的正极与水冷辅助阳极连接。将弧电流调至 100 A，钽丝加热电流保持 150 A。偏压电源的负极与工件转架连接，电压 120 V。外围电磁线圈的电流 10 A。这时大量的热电子流射向水冷辅助阳极，在热丝阴极枪和辅助阳极之间形成很亮的弧柱，沉积室内产生了大量的等离子体。接通偏压电源后，氩离子在负偏压电场的作用下，对工件进行轰击清洗。一般轰击清洗 10 ~ 20 min 后关闭弧电源转入镀膜阶段。

c) 沉积氮化钛超硬涂层。轰击清洗完毕，将真空度调至 1.8×10^{-1} Pa，转换弧电源正极接水冷坩埚，缓慢增加外围电磁线圈电流至 30 A。工件偏压100 V，钽丝加热电流保持150 A 缓慢增加弧电流至200 A。同时通入氮气，真空度调至 2.3×10^{-1} Pa，弧电流增至 200 A，沉积氮化钛硬质涂层。一般沉积 90 min。最后关闭弧电源、钽丝加热电源、偏压电源、工件转架、氩气、氮气。

外围聚焦线圈产生与沉积室同轴的磁场。该磁场对等离子体中的电子、金属离子产生搅拌作用和聚焦作用，以增长电子运动路径，增加非弹性碰撞的概率。在电子加热和氩离子轰击净化阶段，弧电源的正极分别与工件转架和辅助阳极接通，外围聚焦线圈电流较小，起磁搅拌的作用为主。在沉积氮化钛硬质涂层阶段，为了较好地将弧流聚焦在坩埚上，采用较大的聚焦电流。外围磁场的利用是热丝阴极枪离子镀技术的重要特点之一。

③ 热丝阴极离子镀技术涂层组织特点。热丝阴极离子镀和空心阴极离子镀一样，其涂层粒子都是由电子束蒸发出的蒸气原子，因此涂层组织细密。而且全是热弧光放电过程，金属离化率高，获得氮化钛的工艺范围宽，可在较大的配氮量范围内获得硬度高、组织致密的氮化钛涂层。

4) 电弧离子镀技术

① 电弧离子镀技术原理和设备结构简图。电弧离子镀技术属于冷场致弧光放电，是美国多弧公司首先将阴极电弧源应用于电弧离子镀技术的。电弧离子镀采用阴极电弧源做蒸发源。电弧离子镀的英文名称为 Arc Ion Pliting。图 3.6-35 为安装小弧源的电弧离子镀膜机外形图。

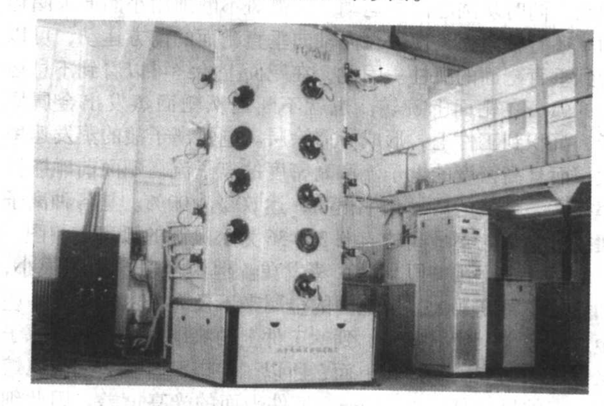


图 3.6-35　安装小弧源的电弧离子镀膜机外形图

a）阴极电弧源。最初在沉积室壁或顶上安装多个直径为60～100 mm左右的阴极电弧源。与其他阴极电弧源相比，尺寸小得多，故谓之小弧源。在生产型设备中，为了保证涂层厚度的均匀性，小弧源从下到上在真空室壁上螺旋分布。每个小弧源均配一个引弧针。小弧源接弧电源的负极，沉积室接正极。引弧针通过1～3 Ω电阻与弧电源的正极连接。引弧针采用电磁引弧方式或气动引弧方式，使引弧针向后拉动，与阴极靶材相触。工件接偏压电源的负极，真空室接正极。反应气体由布气管引入，以保证在镀膜区域内反应气体分布均匀。在批量生产或生产大零件时，真空室很高，目前电弧离子镀镀膜机中有的安装8个、24个、40个小弧源，安装多个小弧源的目的是保证涂层厚度的均匀性。反应气体的均匀分布也是保证化合物涂层质量均匀性的重要保证。

阴极电弧蒸发源由安装在水冷阴极靶座上欲沉积的金属靶材、磁钢和引弧针组成。水冷靶座接阴极电弧源电源的负极，沉积室接正极，弧电源的空载电压70 V左右。首先驱动引弧针与靶材相接触，一旦接触短路后，引弧电源马上切断，引弧针立即脱离阴极靶面。在引弧针脱离靶面的瞬间，在引弧针和阴极靶面间拉起电弧。阴极靶面一旦形成电弧，正离子便堆积在离阴极靶面很近的区域，形成偶电层。电场强度 E 很大，达到 10^6～10^8 V/cm，击穿产生大量场致电子，形成冷场致弧光放电。

在阴极表面的凸起部分正离子和此处阴极间的距离更小，因此，电场强度 E 更大。故此处优先产生冷场致弧光放电。仔细观察发现，每个弧斑由大量细小的微弧组成。每个微弧的面积很小，约 10^{-4}～10^{-6} mm^2。这些微弧的运动速度达10～100 m/s。当弧电流由几十安到几百安时，在这微小的弧斑面积上的电流密度很大，达到 10^4～10^8 A/cm^2。带电粒子的能量为10～100 eV。功率密度高达 10^6～10^8 W/mm^2，足以将阴极材料加热、蒸发。阴极斑点以1 000 m/s的速度发射金属蒸气流。大约每发射10个电子，就可能蒸发出一个金属原子。

已经击穿的部位，电场强度 E 降低了，场致发射停止。又会在另一个阴极凸起点处发生冷场致弧光放电。由于阴极靶材是处于水冷状态，阴极靶材只是在击穿的瞬时局部熔化、蒸发。放电停止后小熔池马上凝固，整个阴极靶材一直处于固态。由于在击穿点发生大量的非弹性碰撞，必然产生大量的电离、激发、复合等过程。因此，在阴极靶面上出现非常亮的光点，一般称之为"弧斑"。这些弧斑在阴极靶面上迅速、无规律地随机移动。

因为阴极靶面形成了强烈的等离子体，通常采用磁场控制阴极弧斑的运动。在靶材后面安装永久磁钢。在靶面前的电磁场对电子产生径向推力和周向力，使弧斑在靶面做旋转运动，同时从圆心向外运动。即弧斑不断地由小圈向大圈运动。还有轴向力，使弧斑向轴向垂直靶面的前方运动，可以看到垂直靶面的弧柱。因此，在靶面上始终可以看到不息运动的弧斑在靶面上旋转。也就不断地从靶面蒸发出金属原子，沉积到工件上，形成所需涂层。电弧离子镀的蒸发速率大，而且高密度的电子流和高密度的离子流在靶面前碰撞概率很大，金属的离子化率很高，达60%～90%。是各种离子镀技术中离化率最高的。图3.6-36为小弧源的弧斑形貌图。

每一个小弧斑便是一个蒸发源。但由于击穿面积很小，加热功率密度太大，熔池内的金属来不及充分蒸发，有一些金属液滴也会喷射出来。到达工件上的涂层粒子，既有原子又有较大的液滴凝固在上面，所以工件表面有较大的金属熔滴，有的尺寸可达1～5 μm，工件表面的光亮度差。因此细化涂层组织便成为科技工作者研究的热点。图3.6-37为小弧源电弧离子镀的扫描电镜断口组织形貌图。由图可以明显地看到电弧离子镀膜层组织中有粗大的熔滴。

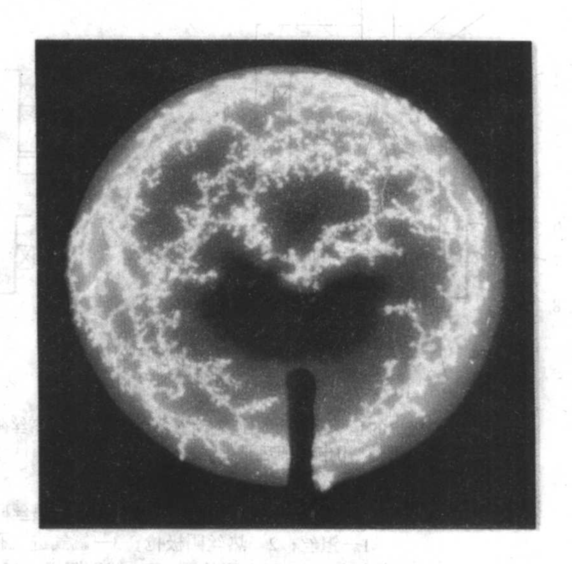


图3.6-36　小弧源的弧斑形貌图

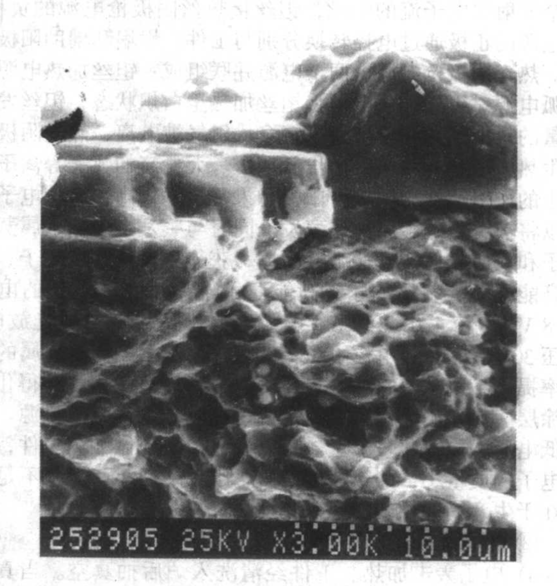


图3.6-37　小弧源电弧离子镀涂层断口组织扫描电镜形貌

细化涂层组织的方法很多，主要是采用磁过滤的方法。图3.6-38和图3.6-39分别为轴向磁过滤装置和磁偏转型磁过滤装置。轴向磁过滤是在阴极电弧源靶面的前方设置磁场，可以提高弧斑在表面的运动速度，在靶面看不到明显的弧斑，不容易产生大的液滴。所以涂层组织细密。磁偏转型磁过滤装置的目的是利用偏转磁场选定欲沉积的金属离子，从偏转轨道送入沉积室，将不带电的金属的熔滴过滤掉。到达工件的涂层粒子基本上是细密的原子。保证涂层组织细密。但这将影响沉积的范围和沉积速率。

采用脉冲弧电源也可以细化涂层组织。脉冲弧放电是非连续的间歇放电，使阴极得到更有效的冷却，从而减少熔滴尺寸。通过调节脉冲频率（0～25 kHz），可以控制弧斑的寿命。从而控制涂层组织。采用逆变弧电源使放电更稳定，耗能低，体积小。目前，生产中正逐步用逆变弧电源替代直流弧电源。

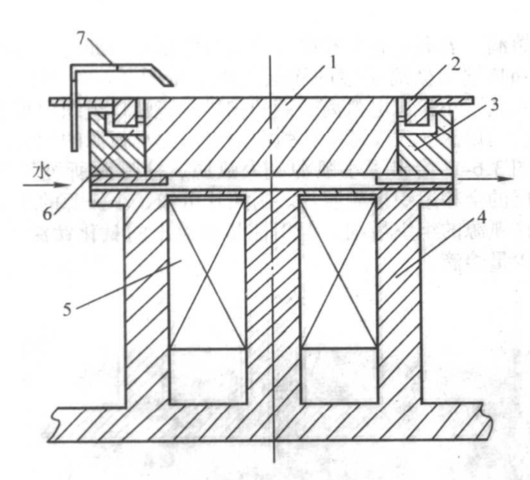


图 3.6-38　轴向磁过滤装置示意图

1—靶材；2—屏蔽环；3—导磁环；4—弧源座；5—线圈；6—BN 绝缘；7—引弧针

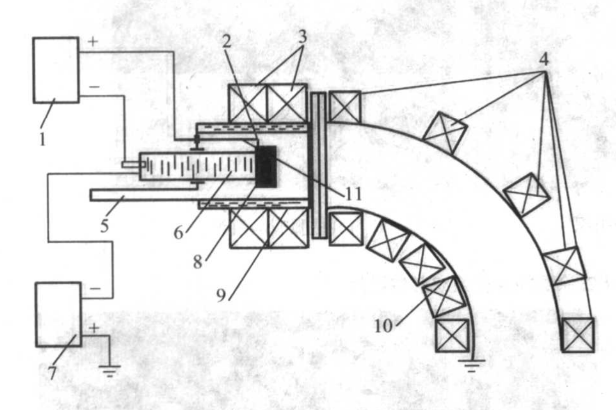


图 3.6-39　磁偏转型磁过滤装置示意图

1—弧源电源；2—引弧元件；3—聚焦线圈；4—弯曲线圈；5—观察窗；6—水冷阴极座；7—主弧电源；8—阳极靶材；9—水冷拉体；10—弯管；11—引弧电极

b）矩形平面大弧源。阴极电弧源的尺寸除了如图 3.6-38 所示的直径 60 ~ 100 mm，厚度 30 ~ 40 mm 的圆柱形的小靶材以外，还有矩形平面大弧源和柱状弧源。矩形平面大弧源起初是美国 Vac Tev 公司的产品。四个矩形平面大弧源安装在沉积室内，占据了沉积室的有效空间，靶材后面安装电磁线圈。由于电磁场的结构和控制不合理，靶材烧蚀不均匀，国内已做了改进。和小弧源一样，大弧源也安装在真空室壁上。在靶面的后方也设置了电磁场线圈，并控制磁场电流，使弧斑在全靶面上运动起来，这样，靶材烧蚀均匀，靶材利用率高。

大弧源靶材的厚度一般 15 ~ 20 mm，冷却水可以较快地将热量带走，使靶面温度降低，因此液滴小，涂层组织比小弧源的涂层组织细密。目前使用的靶材尺寸已达 1 200 mm × 200 mm。弧电压 20 ~ 30 V。弧电流 100 ~ 300 A。弧光放电的引燃方式与小弧源相同。

c）柱状阴极电弧源。柱状阴极弧源安装在镀膜室的中央。柱状弧源的靶材呈管状，管内设置不断进行旋转的永久磁钢，弧斑沿柱状弧源的靶管表面运动。弧斑可以是直条形，也可以是螺旋线形。由柱状弧源不断地向周围发射蒸气原子，在工件上沉积。涂层厚度沿工件转架高度的沉积均匀区大。管状靶材一般厚度 7 ~ 10 mm，冷却效果更好，所以涂层组织更细。一台设备中，只需安装一个柱状弧源，设备结构简单、操作简便。柱状弧源管状钛靶靶材的直径多为 70 mm。一个长度 700 mm 的柱状弧源的弧电压 20 ~ 30 V，弧电流 100 ~ 200 A。图 3.6-40 为柱弧源离子镀膜机结构示意图。图 3.6-41 为柱弧源的直条形弧斑和螺旋形弧斑的照片。

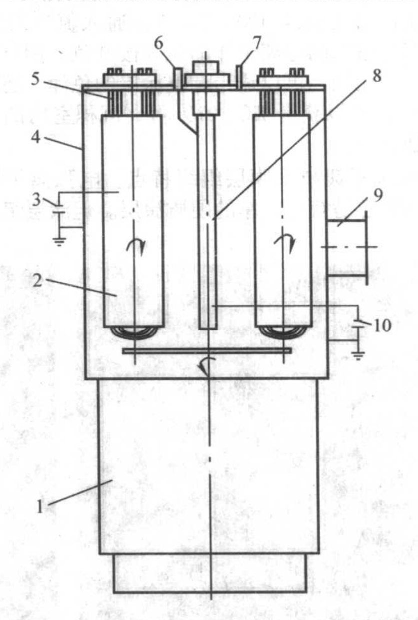
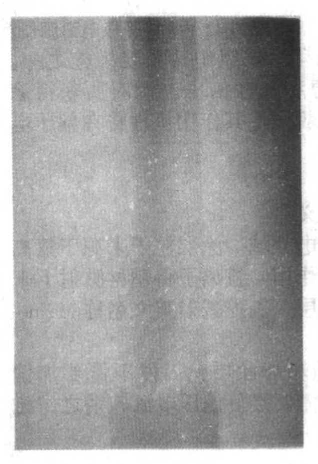


图 3.6-40　柱弧源离子镀膜机结构示意图

1—机座；2—工件；3—偏压电源；4—真空室；5—加热管；6—引弧针；7—进气系统；8—柱状弧源；9—真空系统；10—柱弧源电源



(a) 直条形弧斑　(b) 螺旋形弧斑

图 3.6-41　柱弧源的直条形弧斑和螺旋形弧斑的照片

阴极电弧源具有以下优点：是固态蒸发源，安装位置任意，装载量大；弧源的形状结构多样，设备结构简单；金属离化率高，容易进行反应沉积获得化合物涂层，所以是沉积氮化钛等涂层应用较多的技术。

② 电弧离子镀技术工艺过程

a）烘烤加热工件及氩离子轰击净化。工件经清洗入炉后抽真空。当真空度达到 6×10^{-3} Pa 后，开启烘烤加热电源，对工件进行加热。到达一定温度后，通入氩气，真空度降至 2 ~ 3 Pa，接通工件偏压电源，电压调至 800 ~ 1 000 V。此时产生辉光放电，获得氩离子。氩离子在负偏压电场的作用下，对工件进行轰击净化。轰击时间 10 ~ 20 min。

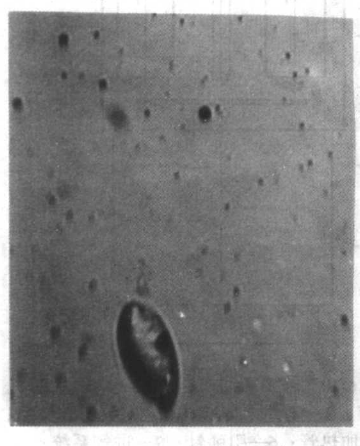
b）沉积钛底层。真空度调至 3×10^{-1} Pa，工件偏压调至 500 V。逐个引燃阴极弧源产生冷场致弧光放电。此时从阴极弧源表面发射出钛原子和钛离子。在工件负偏压的作用下沉积到工件上形成钛底层，以提高硬质涂层的附着力。钛

金属放电时，真空室内的等离子体的光为蔚蓝色。

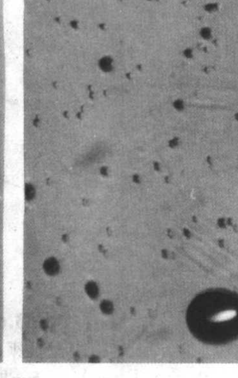
c）沉积氮化钛等化合物涂层。真空度调整到（3～5）× 10^{-1} Pa，工件偏压调至100～200 V，通入氮气后沉积氮化钛，此时真空室内的等离子体的光为樱红色。调整所通入的氩气和氮气的比例，可以适当调整涂层的色泽。还可以通入 C_2H_2、O_2 等，可以获得 TiC、TiO_2 等，沉积室内的辉光相应地变为其他色泽。

③ 电弧离子镀技术膜层组织特点。电弧离子镀的沉积速率快，比较容易获得较厚的硬质涂层。但涂层组织中有较大的熔滴。表面光亮度和涂层组织的细密度不如空心阴极离子镀和热丝阴极离子镀的涂层组织。从图 3.6-37 中已经明显地看到了小弧源电弧离子镀的扫描电镜断口组织形貌中呈现出大的熔滴。大弧源和柱弧源的组织比小弧源的细密。

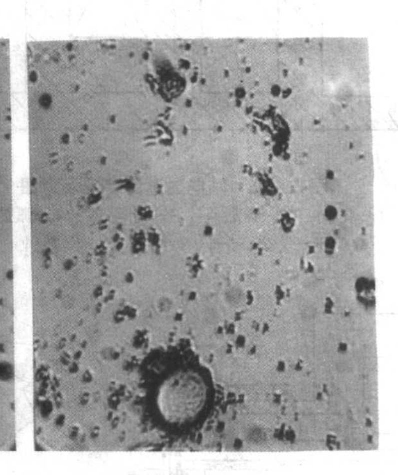
图 3.6-42 给出了小弧源、大弧源、柱弧源所沉积氮化钛涂层的金相组织形貌照片。由照片可知，小弧源的组织最粗，柱弧源的组织最细。但用柱弧源镀出的氮化钛涂层中，仍有少量熔滴。



(a) 小弧源的组织



(b) 大弧源的组织



(c) 柱弧源的组织

图 3.6-42　各种阴极电弧源所沉积氮化钛涂层的金相组织形貌照片

采用脉冲偏压电源也是细化涂层组织的重要措施之一。图 3.6-43 为采用直流偏压电源和脉冲偏压电源时所获得涂层组织的扫描电镜表面组织形貌图。其作用机理将在偏压电源一节中论述。

3.4.2　磁控溅射镀

(1) 磁控溅射镀的物理意义

磁控溅射技术属于辉光放电领域。涂层粒子来源于氩离子对阴极靶材产生的阴极溅射作用。氩离子将靶材溅射下来后，沉积到工件上形成所需涂层。磁控溅射英文名称 Magnetron sputtering。

磁控溅射一般多用于沉积功能涂层，工件不需要加偏压。而在沉积硬质涂层时工件需要接负偏压电源，谓之“磁控溅射离子镀”。

(2) 磁控溅射镀分类

1) 按溅射技术分类　磁控溅射是在二极溅射、三极溅射、射频溅射的基础上发展起来的新技术。表 3.6-13 列出了各种阴极溅射技术的沉积速率。磁控溅射的沉积速率远高于其他几种方法。因此发展很快。

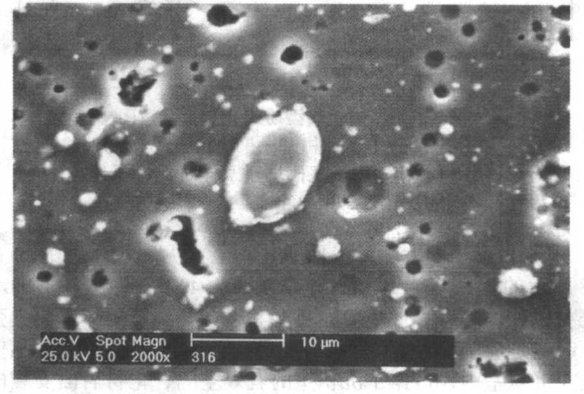
2) 按磁控溅射沉积的靶材形式分类：在生产型设备中有平面磁控溅射靶和柱状磁控溅射靶；在平面磁控溅射靶中，又分为矩形平面靶和圆形平面靶。

3) 按磁场结构分类　分为平衡磁控溅射和非平衡磁控溅射。

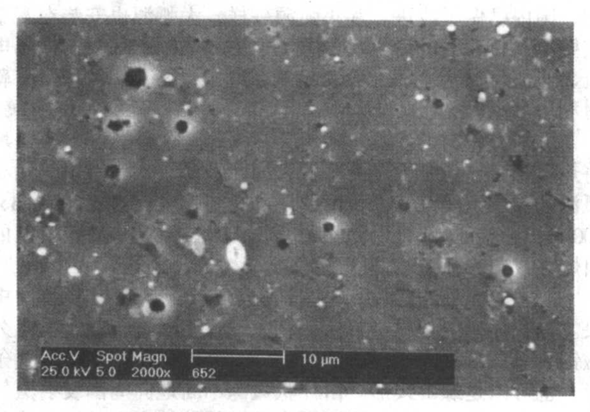
4) 按采用的电源分类　分为直流磁控溅射、射频溅射和中频溅射。

(3) 磁控溅射沉积设备结构简介

以安装平面磁控溅射靶沉积氮化钛的镀膜机为例进行介绍。在平面磁控溅射离子镀膜机中，在真空室壁上（或内部）安装矩形平面靶，钛靶的长度与工件转架相等。工件接偏压电源的负极，安装对工件进行烘烤加热的装置及工作气体的进气系统。图 3.6-44 为磁控溅射离子镀机结构示意图。图中包括一台镀膜机所需配套的各个系统。



(a) 直流偏压电源电弧离子镀的涂层组织



(b) 脉冲偏压电源电弧离子镀涂层组织

图 3.6-43　直流和脉冲偏压电弧离子镀氮化钛涂层表面组织的扫描电镜照片

表 3.6-13　各种阴极溅射技术的沉积速率（铜靶）

工艺参数	二极溅射	三极溅射	磁控溅射
靶电压/V	3 000	1 500	600
靶功率密度/W·cm⁻²	3	3	12
靶电流密度/mA·cm⁻²	1	2	20
Ar 压强/Pa	10	0.5	0.5
沉积速率/nm·min⁻¹	70	300	1 800

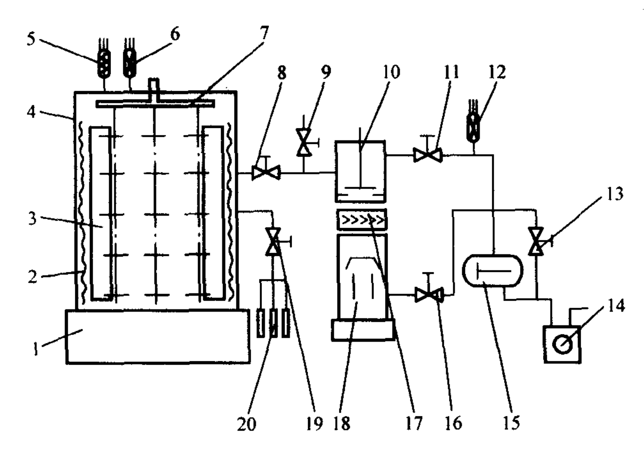


图 3.6-44　磁控溅射离子镀机结构示意图

1—机座；2—加热器；3—平面磁控溅射靶；4—真空室；5—电离规管；6—热偶规管；7—工件；8—节流阀；9—充气阀；10—高阀；11—预抽阀；12—热偶规管；13—旁通阀；14—机械泵；15—罗茨泵；16—前级阀；17—冷阱；18—扩散泵；19—压电阀；20—质量流量计

磁控溅射靶是在二极磁控溅射靶的基础上发展而来。在靶材的后边添加了可以形成封闭磁场的磁钢。磁控溅射靶由水冷靶座、靶材、磁钢组成。其形状有矩形平面磁控靶、圆形平面磁控靶、柱状磁控靶。图 3.6-45 为平面磁控溅射靶结构示意图。

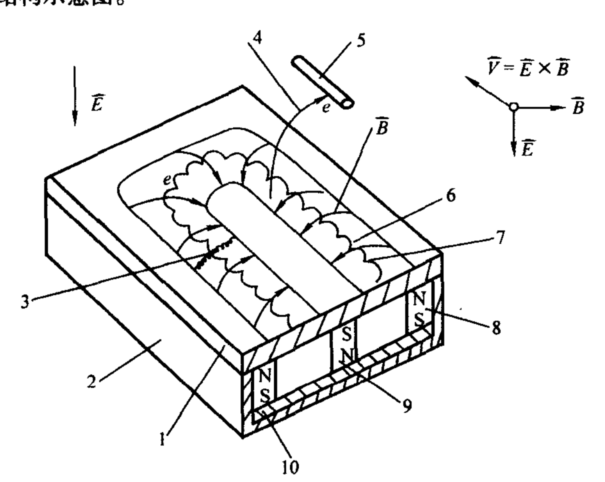


图 3.6-45　平面磁控溅射靶结构示意图

1—靶材；2—靶座；3—沿磁力线的电子运动轨迹；4—最后逃逸出捕集的电子；5—阳极；6—靶面上的电子运动轨迹；7—刻蚀区；8—外圈磁钢；9—中心磁钢；10—磁极靴

1）平面磁控溅射靶　在平面磁控溅射靶中，将欲沉积的金属板材作为靶材，安装在磁控溅射靶靶座上。中间通水冷却。靶材的后面安装永久磁钢钕铁硼。磁极的方向如图 3.6-45 所示。中心部分钕铁硼的磁场方向与周围外圈磁钢钕铁硼的磁场方向相反。在靶面上产生的磁场方向由外向里，或由里向外。磁控溅射靶座接磁控溅射电源的负极，沉积室接正极。垂直靶面的电场和平行靶面的磁场分量形成一个封闭的电磁场。此正交电磁场产生的洛伦茨力使靶面附近的电子做旋轮线运动。电子不会直接跑到阳极，而是被约束在靶面上方连续做旋轮线运动。增加了电子与氩气的碰撞概率。产生更多的氩离子去轰击阴极靶材，提高了溅射速率。靶材磁控溅射技术的溅射速率，比普通二极型阴极溅射的溅射速率高 8～10 倍。是阴极溅射技术的一大进展。可以缩短沉积时间、加大装炉量，提高生产效率。

平行靶面的磁场分量是不均匀的。在最大值处约束的电子最多，碰撞电离的概率最大，产生的辉光强度最大，在靶面上出现辉光度很强的光圈（矩形圈或圆形圈）。在此区域产生的氩离子最多，对靶材的阴极溅射作用越强烈。此处的靶材刻蚀得很快，靶材消耗得不均匀，出现凹陷。

2）柱状磁控溅射靶　柱状磁控溅射靶采用管状靶材，通水冷却。管内安装条形钕铁硼。钕铁硼做旋转运动，在靶管表面也产生正交电磁场。接通电源后，靶管表面产生辉光放电。辉光呈条形，并在靶管表面旋转。虽然与柱状阴极电弧源靶管表面的光斑形状是条形的，但柱状磁控溅射靶靶管表面的光是辉光，而柱状阴极电弧源靶管表面的光是弧光。前者的放电电压高，为 400～600 V，靶电流为 20～40 A。后者的放电电压低，为 20～30 V，弧电流为 100～250 A。前者的金属离化率低，后者的金属离化率高。因此采用柱状磁控溅射靶沉积氮化钛等化合物涂层的工艺难度较大。但二者共同的特点是沿靶管长度方向的涂层均匀性好。

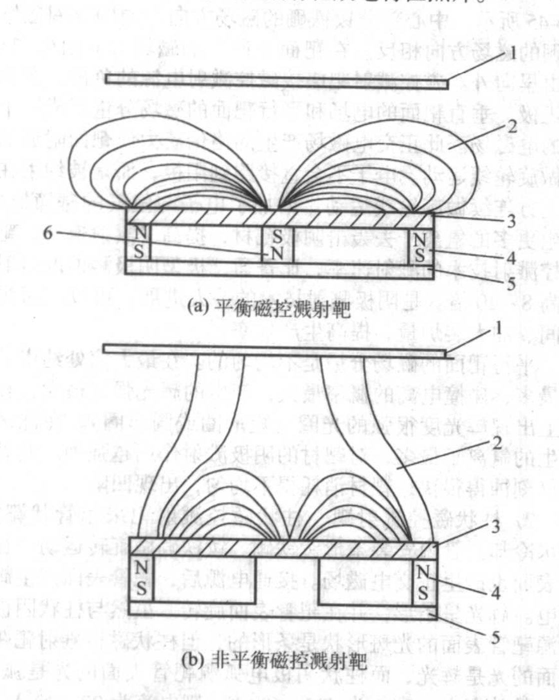
3）非平衡磁控溅射靶　在平面磁控溅射靶中安装的磁钢，无论心部磁钢还是周围外圈磁钢全部为强磁钢，其磁场将电子紧紧地约束在表面附近。磁场只影响靠近靶面的电子，影响不到远离靶面的电子。这种结构的平面磁控溅射靶称“平衡磁控溅射靶”。一般平衡磁场磁控溅射靶与工件的最佳距离只有 60～100 mm。远离靶面的区域，沉积速率低、金属活化率低，沉积氮化钛等化合物涂层的工艺难度大。

非平衡磁控溅射靶中磁钢的结构有所不同，心部与周围外圈采用的磁性材料不同。或者是心部采用工业纯铁，周围外圈采用钕铁硼，或者心部采用钕铁硼，周围外圈采用工业纯铁。图 3.6-46 为平衡磁控溅射靶和非平衡磁控溅射靶磁场分布示意图。非平衡磁控溅射靶所产生的磁场不但靶面附近有磁场，而且磁场向空间扩展。增加了远离靶面区域的非弹性碰撞概率，增强了放电空间的等离子体密度，提高了金属离化率。因此非平衡磁控溅射技术是当前磁控溅射技术的新进展。

D.G.Teer 最早推出了具有四个靶闭合磁场的磁控溅射镀膜机。图 3.6-47 为 Hauzer 生产的镀膜机中采用的四个非平衡磁控溅射靶和辅助电磁线圈构成的封闭磁场示意图。除了靶面前有磁场分布外，靶与靶之间还设有辅助电磁场，而且磁极性相反，二者间也有磁场分布，整个空间形成了磁场的相互交连。因此镀膜室内的等离子体密度很高。到达工件的偏流提高很多，利于沉积化合物涂层。

4）中频电源在磁控溅射技术中的应用　将中频电源与非平衡磁控溅射靶联合使用是近期磁控溅射技术的新热点。中频电源的频率 20～100 kHz。中频电源的两极分别与两个非平衡磁控溅射靶连接。在放电过程中，两个靶互为阴阳极。而且电极性变化很快。带电粒子在沉积室内来回振荡。增加了非弹性碰撞概率，增强了放电空间的等离子体密度，使金属离化率进一步提高，更有利于进行反应沉积，沉积获得氮化钛等化合物涂层的工艺范围比较宽。图 3.6-48 为平

衡磁控溅射靶和非平衡磁控溅射靶放电特征照片。



(a) 平衡磁控溅射靶

(b) 非平衡磁控溅射靶

图 3.6-46 平衡磁控溅射靶和非平衡磁控溅射靶磁场分布图
1—工件；2—磁场分布曲线；3—靶材；4—外圈磁钢；5—极靴；6—中心磁钢；

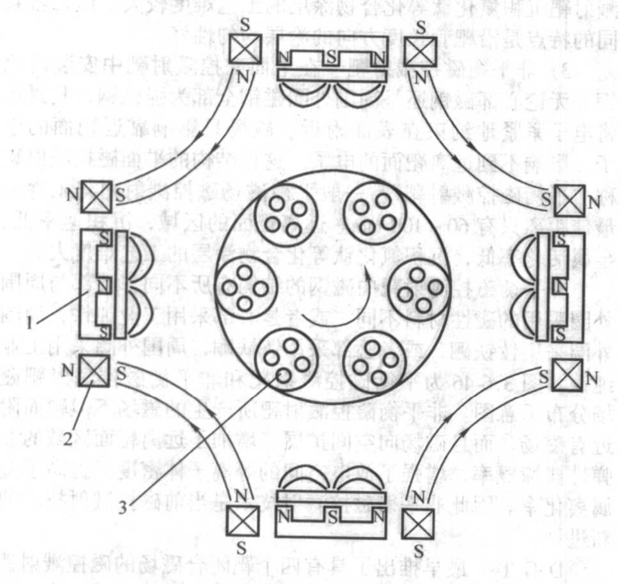


图 3.6-47 四个非平衡磁控溅射靶构成的封闭磁场示意图
1—非平衡磁控溅射靶；2—辅助磁场；3—工件转架

中频电源与非平衡磁控溅射靶联合使用的另一个重要的应用领域是沉积高电阻和绝缘涂层。沉积绝缘涂层时，如果采用直流电源，靶表面会沉积上绝缘物，使到达表面的氩离子不能进入阴极，而堆积在靶面，使溅射速率降低。或产生场致电子发射，使靶面“打弧”，放电不能稳定进行。在采用中频电源后，由于每个靶的电位总在迅速改变，所以靶面上的正离子迅速被到达该靶面的电子中和掉，使阴极靶面保持良好的负电性，磁控溅射放电能够稳定进行。连接中频电源的两个磁控溅射靶称“孪生靶”。根据需要，孪生靶可以在沉积室壁上并排安装，也可以在沉积室的对面安装。易于反应沉积氮化铝、二氧化硅等绝缘涂层。图 3.6-49 为联合使用中频电源与非平衡磁控溅射靶沉积的透明氮化铝涂层的扫描电镜照片。放大 2 000 倍后的涂层组织仍很细密。

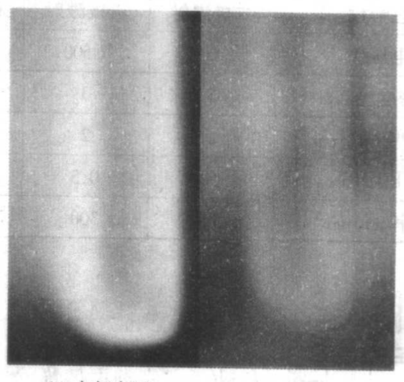

(a) 中频电源 (b) 直流电源

图 3.6-48 采用中频电源和直流电源靶面放电特征照片

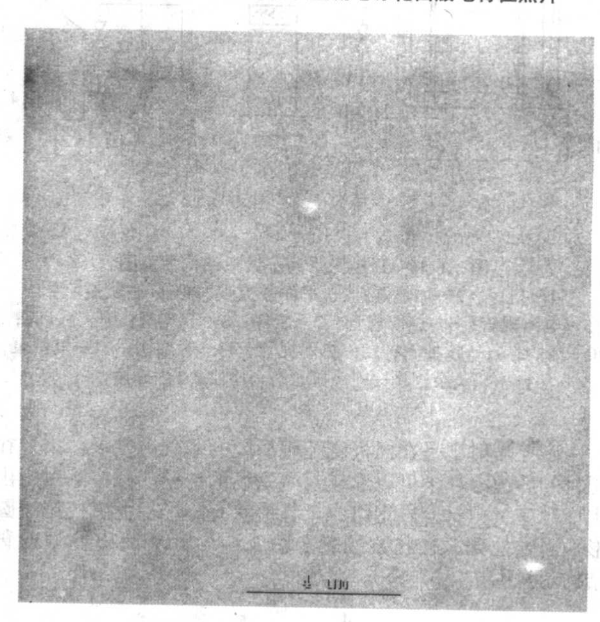


图 3.6-49 中频电源与非平衡磁控溅射靶沉积氮化铝涂层的扫描电镜照片

5）射频溅射 当采用绝缘靶材（如 SiO_2、Al_2O_3）进行沉积时，必须使用射频溅射电源。一般频率为 13.56 MHz。

电子的高频率振荡，使气体电离、激发的概率提高。产生更多的高能中性粒子做无规律的运动，可以将靶材原子溅射下来，沉积到零件表面，无需通入反应气体，但溅射速率比较低。射频电源对周围的弱电仪器有干扰。在中频电源出现之前，主要采用射频电源。而中频电源出现后，可以采用硅靶、铝靶，通入反应气体——氧气，进行反应沉积。操作简便，沉积速率大。

（4）磁控溅射技术沉积氮化钛工艺过程

1）烘烤加热工件及氩离子轰击净化 工件经清洗入炉后抽真空。当真空度达到 6×10^{-3} Pa 后，开启烘烤加热电源，对工件进行加热。达到一定温度后，通入氩气，真空度降至 2～3 Pa，接通工件偏压电源，电压调至 500～1 000 V。此时产生辉光放电，获得氩离子。氩离子在负偏压电场的作用下，对工件进行轰击净化。轰击时间 10～20 min。

2）沉积钛底层 将工件偏压降低至 500 V 左右，真空度调至 $(3\sim5)\times10^{-1}$ Pa。开启磁控溅射靶电源。表面产生辉光放电，高密度的氩离子流从靶面溅射出钛原子，首先沉积钛底层。

3）沉积氮化钛硬质涂层　通入氮气，真空度仍然在（3～5）$\times10^{-1}$ Pa范围。由于平衡磁控溅射的金属离化率只有5%～10%，金属的活性比较低，获得氮化钛等化合物涂层的工艺范围（配氮量）比较窄。与弧光放电相比，欲获得优质氮化钛涂层时，必须严格控制钛的溅射量和氩－氮比。而且工件与靶面的距离不能超过100 mm。否则沉积速率很低，色泽不好控制。

柱状磁控溅射靶安装在镀膜室的中央，长度与工件转架等高。沉积氮化钛的工艺难度与平面二极型磁控溅射镀的难度相近。一般在柱状磁控溅射靶和工件之间安装发射热电子的热灯丝做为第三极，称“三极磁控溅射”。热灯丝接交流加热电源和50～80 V负偏压电源。热灯丝发射出的热电子流被灯丝负偏压加速为高能电子，加大了非弹性碰撞的概率。进一步提高金属离化率，比二极型离子镀更容易反应生成氮化钛。有的在平面磁控溅射靶的前面也安装热灯丝阴极。

（5）磁控溅射镀膜技术涂层组织特点

由于磁控溅射镀涂层粒子是由阴极溅射方式得到的原子态粒子，所获得的涂层粒子非常细密（见图3.6-49）。

（6）复合结构的磁控溅射靶

一般电弧源靶材表面的磁场强度为2～4 mT；磁控溅射靶靶材表面的磁场强度为30～50 mT。Hauzer公司推出一种新的镀膜源，在磁控溅射靶的结构中，通过改变靶材后面磁钢与靶材的距离来改变靶材表面的磁场强度。当外圈磁钢后移时，表面的磁场强度低，镀膜源可以做为电弧源使用；外圈磁钢前推时，表面的磁场强度高，镀膜源可以做为磁控溅射靶使用。这种可以两用的镀膜源安装在沉积室的壁上，调整比较方便。图3.6-50为荷兰的Hauzer公司推出一种新的镀膜源，只改变外圈磁场的上下位置，便可以改变靶面的磁场强度，英文名—Arc Bond Sputtering，简称ABS。图3.6-51为安装4个ABS源的离子镀膜机结构示意图。4个源安装不同靶材，则可以沉积多层复合涂层。

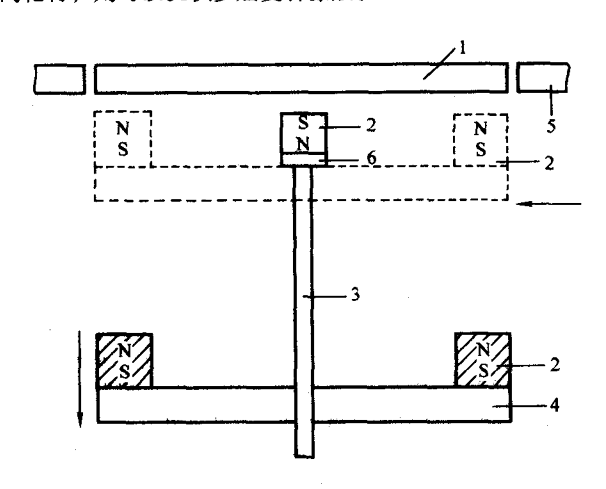


图3.6-50　ABS源

1—靶材；2—永磁磁钢；3—中心磁场移动杆；4—磁轭；5—接收板；6—普通磁板

3.4.3　离子束在硬质涂层沉积技术中的作用

高能离子束沉积和离子束辅助沉积近年来在物理气相沉积技术中，发挥了独特的作用。表现在以下几方面。

1）离子束溅射　直接用高能的离子束能量溅射靶材，可以提高涂层的纯度。

2）离子束辅助沉积　在沉积的过程中，同时用高能离子束轰击工件，先轰击净化工件表面，然后一边蒸发沉积，一边进行离子轰击。用离子束向沉积粒子提供能量进行离子束辅助沉积，可以获得符合化学计量比的化合物涂层。图3.6-52为离子束辅助沉积设备示意图。图3.6-53为离子束辅助沉积前后涂层组织变化的扫描电镜照片。

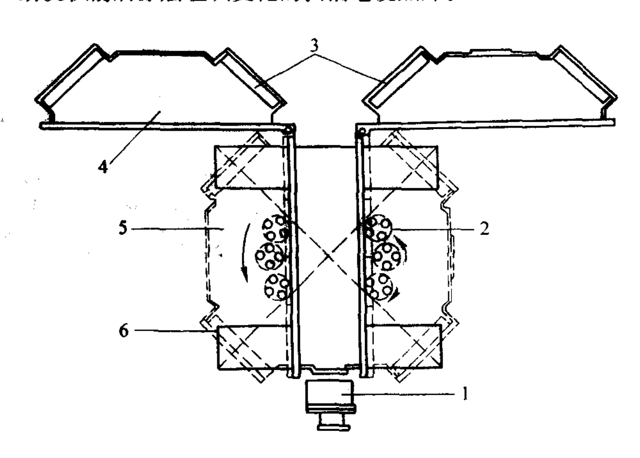


图3.6-51　安装4个ABS源的离子镀膜机结构示意图

1—真空系统；2—工件转架；3—ABS源；4—打开的镀膜室活动门；5—关闭的镀膜室活动门；6—关闭镀膜室门后的ABS源位置

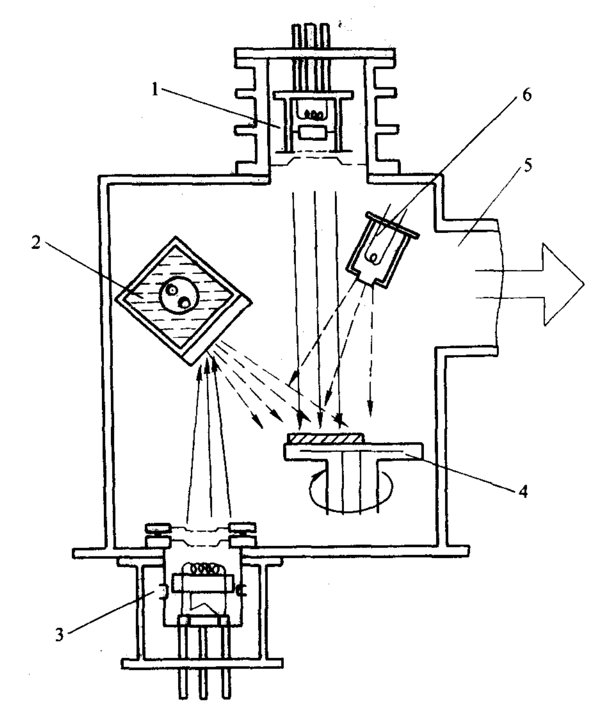


图3.6-52　离子束辅助沉积设备示意图

1—轰击净化离子源；2—多靶靶座；3—溅射离子源；4—工件架；5—真空系统；6—辅助离子源

3）气体离子源　将反应气体通入离子源，使气体充分离化，获得反应气体的离子束，有利于进行反应沉积获得化合物涂层，对于离化率比较小的磁控溅射技术是非常有利的，使沉积氮化钛等化合物涂层的工艺范围加宽。这也是用非平衡磁控溅射技术沉积多层结构硬质涂层的关键部件。图3.6-54为美国AE公司生产的小型离子源。

4）离子注入　将离子束加速到100 kV后注入到工件表面，由于增加了表面的位错等缺陷，可以提高工件表面的硬度和耐腐蚀性。适用于精密工模具的表面强化。

3.4.4　物理气相沉积的涂层质量控制

物理气相沉积技术是表面改性技术之一。与其他表面改性技术（如等离子体喷涂、化学气相沉积等）不同，物理气

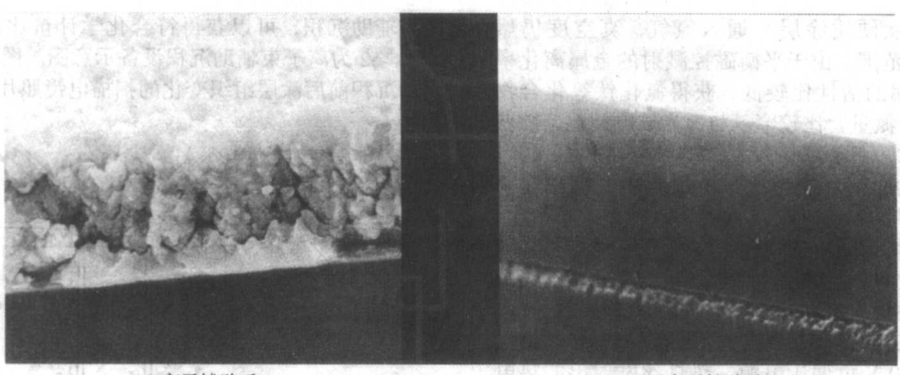

(a) 离子辅助后　　(b) 离子辅助前

图 3.6-53 离子束辅助沉积前后涂层组织变化的扫描电镜照片

相沉积技术中涂层的获得是在真空、等离子体环境中进行的。涂层的形核、生长过程有自身的特点和规律。

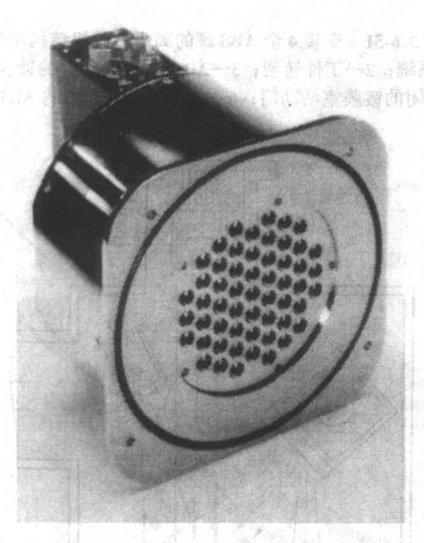


图 3.6-54 美国 AE 公司生产的小型离子源

1）涂层的形成过程是形核、生长过程　硬质涂层的形成也是形核、长大的过程。被沉积的工件表面和在半导体器件上沉积电学薄膜、在玻璃上沉积光学薄膜不同，在工模具上沉积氮化钛等硬质涂层的基体材料的表面平整度不高，表面有许多凸起。金属原子从蒸发源逸出到达工件表面时的形核、生长过程首先在表面凸起的部位形核。当原子的能量较低时，初始形成的岛状核心在表面难于扩散，迁移的速度也很小，就形成较大的岛状核心。粗大的岛状核心的顶部，对凹下部分产生屏蔽作用，即产生“阴影效应”。后续入射的原子优先被凸起部位捕获，凹陷部位很难得到后续原子的补充。因此，使表面的凹凸程度越发增强，形成粗大的柱状晶。柱状晶间形成穿透性空隙，表面粗糙。反之，原子的能量较大时，初始形成的岛状核心可以在表面上扩散迁移，得到细小的岛状核心。获得细密的柱状晶，穿透性孔隙小、涂层组织细密。

2）影响涂层组织质量的因素

① 真空度的影响。真空度越高，气体分子自由程越长，金属原子从蒸发源逸出后和气体分子、金属原子间的弹性碰撞次数少，以细小的原子态到达工件，形成细小的核心，涂层组织细密。真空度低时，气体分子自由程短，金属原子经过的碰撞次数多，金属原子相互碰撞时会像“滚雪球”似地集聚成较大的原子团，到达工件后成为较大的初始核心。涂层组织成为粗大的柱状晶，表面粗糙。

② 工件温度的影响。金属原子到达冷态的工件表面，依靠本身的能量很难进行扩散、迁移。容易形成大的岛状核心，获得粗的涂层组织。随着工件温度的升高，原子的扩散、迁移能力提高，晶核细化，生长成细柱状晶、等轴晶。

③ 工件偏压的影响。工件接偏压电源的负极，沉积室接正极。在一定的真空度条件下，接通偏压后，产生气体放电，在沉积室建立起等离子体场。金属离子、气体离子在负偏压的吸引下，加速到达工件上。沉积粒子的能量 10～1 000 eV。远比蒸发时所带的能量大。使离子镀具有突出的优越性。工件负偏压的作用分述如下。

a）细化涂层组织。具有高能量的涂层粒子到达工件后，在表面可以扩散、迁移。后续的高能粒子还会将初始核心“击碎”，形成细小的晶核，成长为细密的柱状晶。随着偏压的增加，涂层组织细化为细柱状晶，最后变为等轴晶。图 3.6-55 为离子镀铝涂层的断口组织随工件偏压的提高而细化的扫描电镜照片。

b）涂层的晶体结构发生有规律的变化。控制工件偏压可以改变涂层粒子在工件表面生长的晶面。甚至可以获得单晶、非晶的涂层组织。图 3.6-56 为离子镀铝层晶面强度随工件偏压变化的 X 射线衍射谱线。

c）形成涂层和基体的过渡层，提高涂层和基体的结合力。金属离子以高速达到工件后，可以将工件上的污染层溅射下来，净化了工件表面，提高涂层和基体间的结合力；而且也可以将工件表面的基材原子“反溅射”下来，这些被反溅射下来的涂层原子，又会被电离成为离子，以离子态被工件所加负偏压加速到达工件表面，参与对工件表面的轰击。由此可以在工件表面形成一个涂层粒子和基材粒子逐渐变化的过渡层。一般称之为“伪扩散层”。伪扩散层的存在分散了涂层和基体间由于膨胀系数不同产生的应力。从而进一步提高了涂层和基体结合力。图 3.6-57 对比了蒸发镀铝和离子镀铝涂层和基体界面俄歇谱成分分布曲线。

d）有利于化合物涂层的形成。在离子镀技术中，在蒸发金属的同时向沉积室通入反应气体。在高能电子的作用下，将金属蒸气和反应气体电离、激发成为高能的离子、激发态原子、亚稳态原子和自由基态等活性粒子。提高了涂层粒子整体的能量、整体的活性。降低了形成化合物所需外界提供的能量。因此，在远低于化学气相沉积的温度下，可以获得氮化钛等化合物涂层。用 CVD 沉积氮化钛的温度为 900～1 000℃，而用 PVD 沉积氮化钛的温度可以在 500 ℃以下。

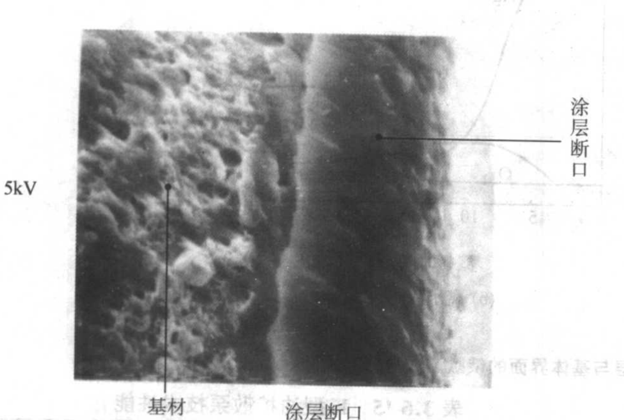
④ 脉冲偏压电源的影响。自 Mattox 发明离子镀技术以来，一直采用直流负偏压电源。在沉积过程中，存在工件连续承受正离子的轰击，会使工件升温过高等不足。而采用脉冲偏压电源，显现出更多的优越性。其电源特性如下：

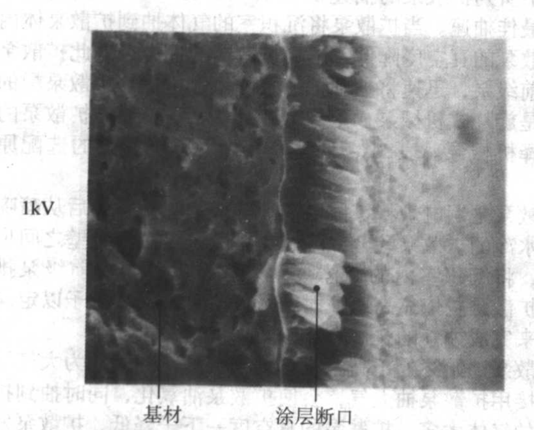
脉冲偏压电源的频率 40～100 kHz；

占空比 5%～90%；

脉冲调制参数（开、关时间）：Ton 3 μs～9.99 s，Toff 5 μs～9.99 s；

峰值电压高达 3 000 V。灭弧速度很快，细化涂层组织。





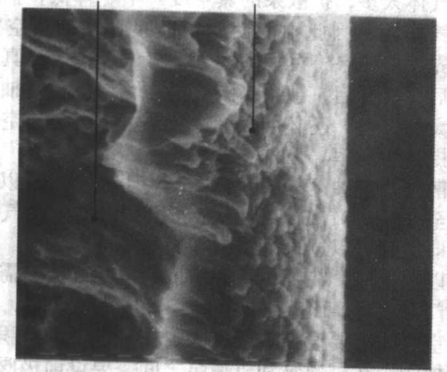


图 3.6-55　离子镀铝涂层的断口组织随工件偏压的提高而细化的扫描电镜照片

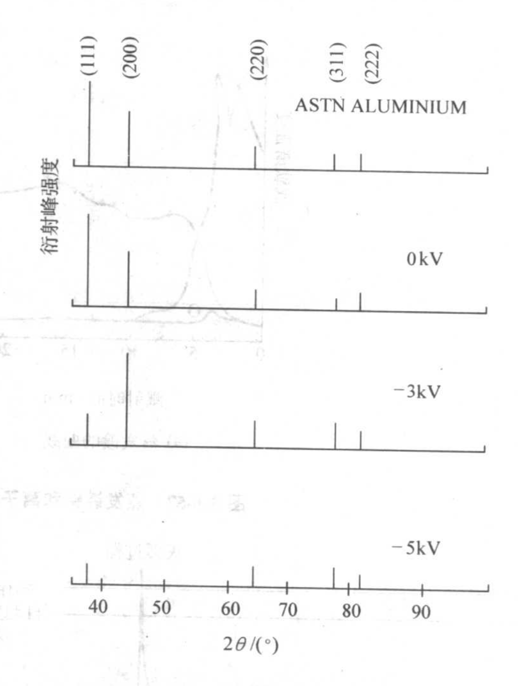


图 3.6-56　离子镀铝层晶面强度随工件偏压变化的 X 射线衍射谱线

a）工件的温升低。只有在“导通角”范围内工件才接受负偏压的作用，而在截止阶段工件不受负偏压的影响。工件不会连续升温。控制脉冲偏压电源的导通角，不但可以控制工件的温度，而且还可以控制涂层的质量。

b）进一步细化涂层组织。当导通角为 15%～30%之间。脉冲的电压峰值，可达 3 000 V。如此高的电压使金属离子具有较高的能量到达工件，使初始晶核具有更大的扩散、迁移能力，细化岛状核心。可以获得更为细密的涂层组织。图 3.6-43 已经给出了脉冲偏压电源细化氮化钛涂层组织的表面形貌照片。

c）灭弧速度更快。在氩离子轰击净化阶段和沉积开始的钛离子轰击阶段，工件表面容易产生弧光放电，即“打弧”，容易将工件表面烧伤。如果采用小的导通角，既便出现了“打弧”，电流突然增大，由于电源马上截止供电，使电弧不能维持和发展，可以立即“灭弧”。由于灭弧速度快，工件表面不会有大的烧伤。而且在小的导通角时电压高，对工件表面的轰击净化速度快。图 3.6-58 为脉冲偏压电源的灭弧波形图。

3.4.5　物理气相沉积设备特点

物理气相沉积是在低气压气体放电环境中进行的。各种用于沉积硬质涂层的物理气相沉积方法虽然很多，但其工艺流程基本相同，即沉积前工件表面预处理-装炉-真空排气-烘烤加热-氩离子轰击净化－进行硬质涂层的沉积-冷却-出炉-换装工件或停炉。

因此物理气相沉积所用的设备，必须具备以下系统：沉积室必须配有真空系统和送气系统，以保证放电所需的工作真空度；各种使金属气化和电离的蒸发源、溅射源；工件必须有使金属原子离子化的负偏压系统；工件加热系统；在产业化的沉积设备中必须有可靠的工件转动机构。图 3.6-44 已经给出了一台安装四个磁控溅射靶的离子镀膜机所配置的各个配套系统。以下分别介绍物理气相沉积设备中的各重要配套系统。

（1）沉积室

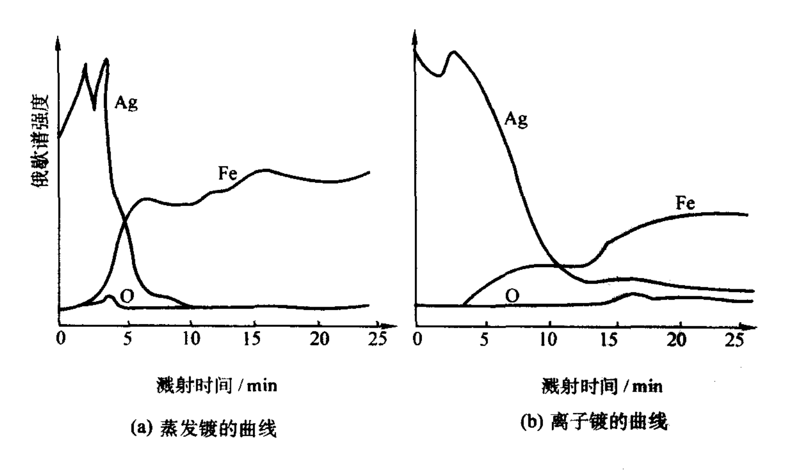


图 3.6-57 蒸发镀铝和离子镀铝涂层与基体界面的俄歇谱成分分布曲线

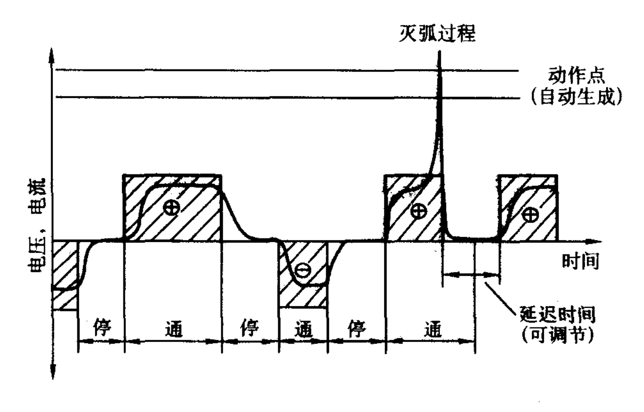


图 3.6-58 脉冲偏压电源的灭弧波形图

一般物理气相沉积技术的沉积室均用不锈钢制造，以减少放气量，沉积室的形状多为立式前开门、筒形上开盖、钟罩形，截面有方形或圆形，对于批量生产的设备，沉积室壁为双层水套结构，并在方便的部位设置观察窗。

(2) 真空获得系统

通常采用真空系统将沉积室抽至所需要的极限度真空。沉积硬质涂层的的真空系统属于高真空系统。常用的真空系统是由扩散泵机组组成的高真空机组。也有由分子泵机组、冷泵机组组成的真空系统。

1) 扩散泵机组组成的真空系统　扩散泵机组由扩散泵、机械泵、冷阱、阀门、管道、真空测量仪器组成。可以使沉积室的极限真空度达 1×10^{-3} Pa 以上。扩散泵是将沉积室抽至高真空的主泵，目前多采用凸腔型扩散泵。一般应根据真空室的容积选择扩散泵。表 3.6-14 列出了真空室容积与应选择的扩散泵抽速。表 3.6-15 为不同型号扩散泵的技术性能。

表 3.6-14　真空室容积与扩散泵的抽速

真空室容积/L	抽气速率/L·s^{-1}	排气口直径/mm
110	850	160
200	1 230	200
500	2 500	300
1 000	5 000	400
2 500	10 000	600
5 000	20 000	800
10 000	55 000	1 200

表 3.6-15　K 型油扩散泵技术性能

型号	K-300	K-400	K-600	K-800
极限真空度/Pa	6.6×10^{-5}	6.6×10^{-5}	6.6×10^{-5}	6.6×10^{-5}
抽气速率/L·s^{-1}	3 000	5 000 ~ 6 000	11 000 ~ 13 000	40 000 ~ 50 000
最大排气压强/Pa	40	40	40	40
加热功率/kW	2.4 ~ 2.5	4 ~ 5	6	8 ~ 9
排气口直径/mm	300	400	600	800
推荐前极泵型号	2X-15	2X-30	2X-70	Z-150 + 2X-70

注：2X-70 为二级旋片式机械泵。抽气速率 70 L/s。Z-150 为螺茨泵，抽气速率 150 L/s。

表中所列扩散泵的抽速是在 10^{-2} ~ 10^{-4} Pa 的真空度范围内的最佳抽速。当扩散泵将沉积室的气体抽到扩散泵体内后，扩散泵的真空度降低，影响扩散泵的抽速，因此扩散泵必须配前级泵，迅速将抽到扩散泵的气体排出。扩散泵配的前级泵是旋片式机械泵，型号为“2X-”。一般根据扩散泵的抽速选择机械泵。表 3.6-15 基本上给出了机械泵的选配原则。

扩散泵是用电炉将扩散泵油加热成为蒸气，然后从喷嘴喷射到水冷的扩散泵壁上冷凝，在扩散泵泵芯和泵壁之间形成负压，将沉积室内的气体吸到扩散泵内，再由前级泵排出。即扩散泵是依靠高速喷射的蒸气流，给气体分子以定向的动量来完成抽气的。

扩散泵油始终处于高温状态，当沉积室的气压为大气压时，直接用扩散泵抽大气，会使扩散泵油氧化，同时抽到扩散泵内的气体太多，扩散泵的真空度一下子降低，扩散泵发挥不了抽气作用，因此不能使用扩散泵直接抽真空室的气体，必须先用机械泵将沉积室的大部分气体抽出，真空度达到 6.5 Pa 后，再开启扩散泵高阀，进一步将沉积室抽至高真空。对于大型设备，还必须匹配螺茨泵，加大对真空室的抽气速度，提高生产率。

用扩散泵系统抽至的极限真空度为 1×10^{-3} Pa 以上。但一般多抽至 6.5×10^{-3} Pa，便认为沉积室内的残余气体已经很少了。即达到可以进行沉积的本底真空度。

根据以上论述，在沉积室和扩散泵机组之间，需设必要的真空阀门和真空管道。在图 3.6-44 中已经标明，在扩散泵与沉积室之间需要设扩散泵高阀、在机械泵和沉积室之间需要设预抽阀、在扩散泵和机械泵之间需要设前极阀。为了防止扩散泵的油蒸气返回到沉积室，在扩散泵和高阀之间需要设冷阱。这些泵体、阀门之间用管道连结成一个扩散泵真空系统。用电控系统控制各个阀门的正常开启和关闭。

扩散泵机组组成的真空系统的抽速，一般能满足物理气相沉积的要求，而且成本低，维护简便。但扩散泵最大的不足是返油。因此，对于要求涂层质量高的产品，一般选用分子泵和冷泵两种无油真空泵系统。

2）分子泵系统　分子泵属于无油超高真空系统，极限真空度可以达到 10^{-7} Pa，适用于沉积高精密涂层。是一种利用高速旋转的蜗轮叶片，不断对被抽气体分子施以定向的动量、压缩作用，将气体排走的纯机械式的高速真空泵。目前国内的分子泵产品较小，对于较大的生产型设备需多台并联。

3）冷泵　也是无油的真空系统，抽除水蒸气更有效，更适于在潮湿的地区使用。

（3）真空测量系统

沉积室内真空度的测量，是保证物理气相沉积工艺顺利进行，保证涂层质量的关键。它可给出各个阀门开启、沉积工艺过程和向沉积室充入大气、打开沉积室的真空度指示值。

在物理气相沉积所用的设备中，主要测量低真空范围和高真空范围的真空度。真空度的测量系统由取信号的规管和将测量信号转变为电信号的测量仪表－真空计组成。表3.6-16给出了沉积硬质涂层使用较多的真空规管的名称、型号、测量范围。

表3.6-16　各种真空规管的型号和测量范围

规管名称	型　　号	测量范围/Pa	测量部位
热偶规管	ZJ-2、ZJ-54	$1\,000 \sim 10^{-1}$	前级管道和真空室的预真空度
电离规管	ZJ-10、DL-5 ZJ-27	$(10 \sim 5) \times 10^{-7}$	扩散泵和真空室的高真空度

目前，生产中使用的真空计均是复合真空计，一个表头指示低真空值，另一个表头指示高真空值。有的真空计可以将真空测量出来的信号反馈给进气系统，控制通入沉积室的气体流量，保证沉积室的真空度不变，以稳定沉积工艺进行过程中的工作压强，保证涂层质量。这种真空计谓之压强仪。自动控制气体流量的阀门称之为压电阀。HY-1/1K，2/2K型自动压强控制器是采用压电阀的真空计。HY9940-1B型双热偶程控复合真空计是由两个热偶真空计和一个电离真空计复合而成。由单片计算机控制，是既可以作真空测量又可以自动控制生产过程的仪器。

采用压强仪可以控制沉积室的真空度，但在沉积氮化钛等硬质涂层时，有的工艺需要配入两种或两种以上的气体，如氩气、氮气、乙炔气等。采用压强仪不便于控制各种气体的比例，因此采用多路精确控制气体流量的质量流量计。

（4）质量流量控制器

质量流量控制器包括质量流量和流量控制显示仪配套使用。通过流量控制器可以精确控制各路气体的流量及各种气体的比例。

表3.6-17介绍D07系列质量流量计的型号和流量范围。质量流量计可以单独使用也可以与压电阀配合使用。

表3.6-17　D07系列质量流量计的型号与流量范围

型号	D07-7A/ZM	D07-10B/ZM		D07-11/ZM
流量范围	0～5SCCM，…，10SLM	0～10SLM，…，30SLM		SCCM0～5SCCM，…，10SLM
		≤10 SLM	20，30SLM	

注：SCCM—标准 mL/min；SLM—标准 L/min。本章仅给出了D07型质量流量计的部分数据。对于中等生产型硬质涂层离子镀设备，一般选用300～1000SCCM。

（5）管道节流阀

为了稳定扩散泵的抽速，有的设备中在沉积室的主管道上加节流阀。既可以减小抽速，又可以保证节流阀下方扩散泵能处于较高真空度，以保证扩散泵的抽速稳定，才能确保沉积过程中压强的稳定。

（6）工件负偏压电源系统

1）偏压电源的作用　工件接偏压电源的负极，沉积室接正极。在一定的真空度条件下接通偏压后，在沉积室建立了等离子体场。金属离子、气体离子在负偏压的吸引下，加速到达工件上。带电粒子的能量10～1 000 eV。远比蒸发时所带的能量高。高能粒子到达工件可以对工件表面不断地清洗、在涂层和基体间形成成分逐渐变化的过渡层，有利于提高涂层的结合力、使涂层组织细化。高能量的涂层原子可以降低进行反应沉积的沉积温度，有利于获得化合物涂层。

2）对偏压电源的要求

① 偏压电源电压连续可调。

② 分档调节，具有清洗、轰击、沉积功能。

a）高压档。在氩离子轰击净化时和沉积的初始阶段，能够输出700～1 000 V高压，或更高。可以净化工件表面和形成膜－基过渡层。

b）中压档。在对工件进行加热阶段，能输出200～500 V电压。

c）低压档。进行沉积阶段，能输出50～200 V电压。

随着沉积工件批量的增大，偏压电源的输出电流相应地增大。

③ 快速灭弧，避免烧蚀工件表面。

3）偏压电源类型

① 直流偏压电源。自发明离子镀技术以来，一直采用直流负偏压电源。最新的偏压电源已经实现了上述要求。在保证涂层质量方面取得了明显的作用。但在沉积过程中，工件始终承受正离子的轰击，会使工件升温过高，灭弧效果较慢。

② 脉冲偏压电源。脉冲偏压电源通过脉冲合成器与直流电源合成组合使用。输出电压被调制成占空比及频率可变的方波形式的输出。灭弧速度更快。

（7）工件加热系统

在反应沉积氮化钛等化合物涂层时，工件需进行加热，加热的目的如下。

1）对沉积室壁除气　一般开启蒸发源以后，放出的热量会使器壁加热，器壁放出大量吸附气体。这些杂质气体参加反应沉积过程，从而污染涂层的纯度，必须在开启蒸发源之前对沉积室加热，可以脱出器壁上吸附的气体。

2）利于反应沉积　提高工件温度，以利于反应沉积的进行，有利于获得化合物涂层。

3）提高涂层和基体的结合力　在产业化设备中，工件的加热装置一般采用管状加热器。可以安装在沉积室的中心，也可以安装在沉积室壁附近。管状加热器的外管用不锈钢制造，内置加热丝，二者间充填氧化镁粉等隔热材料。采用热电偶测量空间温度。自动控制加热温度。

（8）工件转动机构

在工模具上沉积氮化钛等硬质涂层，必须保证工件上涂层的均匀性，而蒸发源多安装在沉积室的底部、侧壁或中部。为了保证工件上涂层厚度的均匀性，工件必须进行旋转，所以沉积室内必须设置工件转架。由于工件转架必须与偏压电源的负极连接，因此，工件转架对地必须有良好的绝缘。绝缘材料部分必须保证在较长时间工作而不因被沉积上了金属粉末而降低绝缘性能。

工件转架的安装方式有上转架和下转架，一般多采用使工件进行公自转的行星转动机构。可以保证工件不同部位涂

层厚度的均匀性。转动机构应保证在较高温度，又承载的条件下，能灵活旋转，长时间工作。

3.4.6　物理气相沉积的预处理工艺流程

工模具沉积硬质涂层之前，对工件进行预处理是保证涂层质量的重要环节之一。预处理包括用喷砂的方法去除表面毛刺、修磨刃口和对工件进行认真清洗。物理气相沉积的表面预处理的工艺过程与化学气相沉积基本相同。由于是在“真空”和“低温”条件下，因此要求更高，必须严格操作。一般采用超声波清洗线进行清洗。而且在安装工件时必须防止“二次污染”。

4　非金属化合物超硬涂层气相沉积技术

4.1　非金属化合物超硬涂层种类

非金属化合物具有硬度高、起始氧化温度高等优点，对提高工模具使用寿命具有更显著的作用，但制备难度大。因此，非金属化合物涂层的气相沉积技术研究开发需更长的时间。表3.6-18列出了可用不同气相沉积技术沉积的几种主要非金属化合物超硬涂层材料和性能。

表3.6-18　几种主要非金属化合物超硬涂层材料和性能

物性＼材料	金刚石	CBN	Si_3N_4	B_4C	SiC	C_3N_4
熔点/℃	3 727	2 970～3 227	1 900（分解）	2 450	2 760	—
密度/$g\cdot cm^{-3}$	3.52	3.48	3.2	2.52	3.22	—
硬度 HV	8 000～10 000	≈5 000	1 700～2 700	3 000～4 000	2 600	6 500
弹性模量/GPa	950	710	300～400	450	490	427
热导率/W·$(m\cdot K)^{-1}$	2 038.97	1 297.91	16.75～25.12	—	—	—
线胀系数/$10^{-6}K^{-1}$	1.2～4.5	4.8	2～3.0	4.5	5.3	—
氧化起始温度/℃	600	1 360	1 300	—	—	—

其中，最有前途和应用价值的是金刚石、CBN和C_3N_4等超硬涂层材料。本节重点介绍国内外科技工作者制备这些非金属化合物超硬涂层的气相沉积技术。

4.2　金刚石涂层的沉积技术

4.2.1　一般情况

金刚石材料具有优良的性能，如超高硬度、高耐磨损性、低摩擦系数、无可比拟的高热导率和化学稳定性等。这使它成为金属切削工具等制品最好的表面涂层材料之一。

金刚石涂层气相沉积技术经过近二十多年的研究开发，特别是随着提高金刚石涂层和基体结合强度、提高涂层表面粗糙度技术研究的进展，金刚石涂层和硬质合金刀具基体材料的结合强度、涂层表面粗糙度有了很大的改善，已基本能满足硬质合金刀具在金属切削加工时的需要。所以1994年世界上几个主要硬质合金工具公司都推出了第一代金刚石涂层硬质合金工具产品，在加工非铁金属（如硅铝合金）时，刀具使用寿命提高了十几倍，经济效益十分明显。

4.2.2　气相沉积方法

气相沉积金刚石涂层的方法由CVD技术开始，至今的金刚石涂层的制品中，仍占有很大的比例，PVD技术沉积金刚石涂层，近年来发展也很快。

1）化学气相沉积金刚石涂层的方法很多，但以利用碳氢化合物直接分解的沉积方法最好。具体方法分类如下。

① 热化学气相沉积法。包括热分解，化学传送反应，热灯丝，乙炔氧喷焰等。

② 直流等离子化学气相沉积法。包括低压等离子，中压等离子，直流电弧等离子及等离子喷射等。

③ 射频等离子化学气相沉积法。包括低压射频辉光放电，热射频等离子等。

④ 微波等离子化学气相沉积法。

这些方法中更适合沉积金刚石涂层的方法：以微波等离子、热灯丝和等离子喷射等三种方法为佳。

关于CVD沉积金刚石涂层的反应过程：虽然形成金刚石涂层的机理，目前尚不能完全了解，但大多数人认为，化学气相沉积金刚石涂层的反应过程如图3.6-59所示。

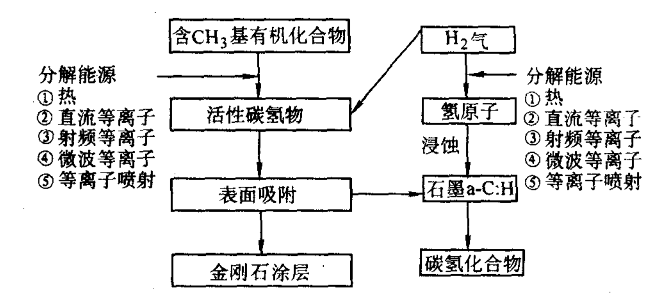


图3.6-59　化学气相沉积金刚石涂层的基本反应流程

首先将含有CH_3基的有机气体（如CH_4、CH_3CH_2OH、C_3H_8、CH_3COCH_3、C_2H_5CL等）和H_2，按工艺要求的流量送入反应室中，再由不同分解能源，使有机气体和H_2分解为化学活性强的碳氢离子云和碳氢根，以及激态活性氢原子。活性碳离子迅速反应扩散并吸附于基体材料表面上。在成核生长过程的最初阶段，不是金刚石反而是碳原子团以稳定态的石墨和碳的非晶体结晶在基体表面上生长。但与此同时，由于热扰动的原因，亚稳态的金刚石结晶也会在碳原子云中形成。

由于石墨和氢原子之间具有极高的化学反应速率，比金刚石原子和氢原子之间反应速率高出10～30倍以上。这样开始生长的石墨碳原子团，就可以借助和氢原子的快速反应而被极快的移出了基体表面，而只留下含金刚石的分子并继续生长。可见氢气在CVD法沉积金刚石涂层过程中，扮演了清除和抑制石墨分子形成，支撑和加速亚稳态金刚石涂层生长的重要角色，是必不可少的反应气体。

碳以石墨态存在时的拉曼光谱在1 346 cm^{-1}和1 580 cm^{-1}附近有两个特征峰。以金刚石的形态存在时，拉曼光谱在1 332 cm^{-1}处有一尖锐的特征峰。以类金刚石形态存在时，其拉曼光谱在1 540 cm^{-1}和1 283 cm^{-1}附近有两个特征峰。图3.6-60为类金刚石形态薄膜的拉曼光谱曲线。

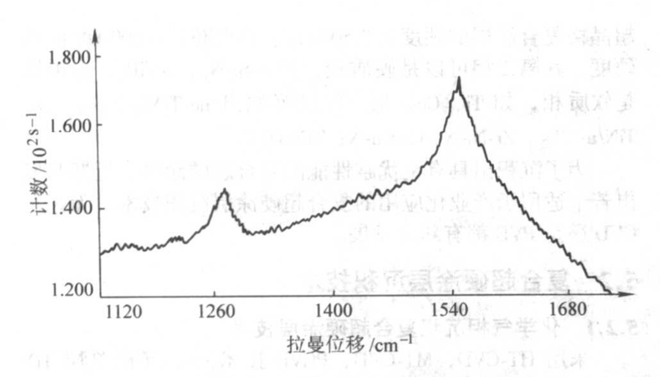


图 3.6-60 类金刚石形态薄膜的拉曼光谱曲线

2）采用物理气相沉积技术沉积金刚石涂层的方法也很多，如直流辉光放电、射频放电、微波放电、电弧离子镀、磁控溅射、激光烧蚀法、等离子体炬等。其中电弧离子镀、磁控溅射、等离子体炬法技术比较成熟。

① 脉冲电弧离子镀技术。在小弧源靶座上安装石墨靶，通入氩气，真空度 1 ~ 5 Pa。用 1 ~ 12 Hz 脉冲电源，工件温度 0 ~ 400℃，全回路电压 0 ~ 300 V 的工艺条件下，可以获得类金刚石涂层。

② 磁控溅射技术。在磁控溅射靶座上安装石墨靶。通入氩气，采用 20 ~ 40 kHz 电源，真空度（1 ~ 5）$\times 10^{-1}$ Pa，在一定工艺条件下可以获得类金刚石涂层。

③ 等离子体炬法。将装有钨极的等离子体炬安装在沉积室的顶部，工件安装在其对面，从等离子体炬通入 CH_4。引燃等离子体炬后，在工件上沉积出直径 5 cm，厚度 0.5 ~ 3 mm的金刚石涂层。

④ 弧光等离子体技术。巴尔采斯公司又将热丝阴极离子镀推向新的应用领域。即沉积金刚石等超硬涂层。其主要特点在于热丝阴极枪的对面只设水冷阳极，没有坩埚；向镀膜室通入碳氢化合物气体（C_6H_6 等）。将含碳的气体碰撞分解、电离。获得碳氢化合物气体的自由基、高能中性粒子和离子。在一定温度的工件上施加 400 V 偏压，2 h 可以沉积出厚度为 6 μm 类金刚石（diamond - like carbon）涂层。由于弧柱被磁场搅拌起来，沉积的范围扩大，装载量大。

目前金刚石涂层技术发展很快，金刚石涂层的力学性能已经接近天然金刚石。世界多家工具公司已生产出基体为硬质合金的金刚石涂层钻头、立铣刀和不重磨刀片等复杂成形工具产品，在加工 Si-Al 合金、非金属复合材料方面取得了很好的效益。特别是最近，成功研究出了多层微晶金刚石涂层，提高了金刚石涂层抗氧化性能和耐磨损性能，在加工高硅铝铜镁合金时，刀具使用寿命比一般金刚石涂层刀具提高了 30% 左右。图 3.6-61 为多向结晶金刚石涂层断口的扫描电镜照片。

4.3 立方氮化硼（CBN）涂层的沉积技术

在自然界，CBN 是仅次于金刚石的超硬材料。由于它不和铁等元素产生反应，在高温能形成化学稳定性能极好的氧化硼膜，使起始氧化温度高达 1 300℃以上，所以应用范围十分广阔，是一种非常理想的超硬涂层材料。

B 和 N 在元素周期表中是 C 的相邻元素，并都能采用高温高压的方法，人工合成金刚石和 CBN。所以人们期望也能用气相沉积金刚石技术来沉积 CBN 涂层。但实践证明，二者之间有很大差别，沉积 CBN 涂层要比沉积金刚石涂层困难很多。这是因为：

CBN 是稳定相，而金刚石是亚稳定相。

CBN 是由两种元素组成，而金刚石只含 C 元素。

HBN 的选择性浸蚀相当麻烦，而石墨能轻易被氢原子浸蚀。

CBN 表面稳定困难，而金刚石表面通过氢得到稳定。

CBN 沉积需要复杂 B、N 化合物，而沉积金刚石只用 CH_4 等单一碳氢化合物，工艺简便。

CBN 性能分析复杂，而金刚石易用拉曼光谱鉴定。

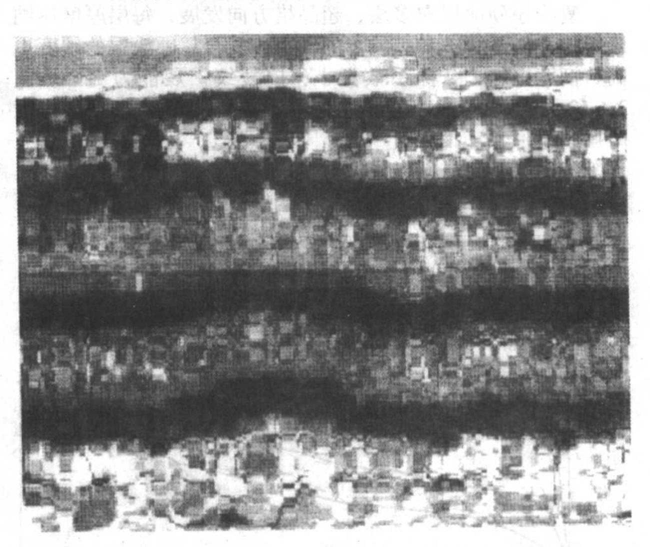


图 3.6-61 多向结晶金刚石涂层断口的扫描电镜照片

经过研究，现在已能应用 PCVD 和 PVD 技术来沉积 CBN 涂层，但进展并不是很理想。即使在沉积反应中采用最好的 BF_3 来做 HBN 的浸蚀物质，也比沉积金刚石时氢对石墨的浸蚀速度低十倍，只有在 HBN 的生长速度很低时，才能有效果。所以 CBN 沉积速率非常缓慢，并且纯度不是很高，大多数情况下沉积的是晶界数量很大的多相纳米晶 CBN，而不是“纯 CBN”。

虽然目前已有 CBN 涂层硬质合金钻头和立铣刀等产品问世，并在实际应用中显示出效果，但涂层厚度仅为 0.5 μm 以下，远不能充分展现 CBN 的独特优异性能。要想沉积出质量好、结合强度高。厚度达 3 ~ 5 μm 的商品化 CBN 涂层制品，还有不少工作要做。

4.4 氮化碳（β-C_3N_4）涂层沉积技术

美国和瑞典学者运用固体理论和计算机技术，人工设计制造出具有理想成分和结构，性能优异的新型固体氮化碳-β-C_3N_4。这种材料具有足够大的结合能和较大的弹性模量，其硬度有可能超过金刚石，是一种前景很好的新材料。

沉积氮化碳（β-C_3N_4）涂层的研究自 1988 年开始。沉积方法有磁控溅射、射频溅射、电弧离子镀、阴极电弧等离子体合成法、加偏压的等离子回旋加速器法（ECR）、离子束辅助沉积、常压 CVD 等。

用 CVD 技术和 PCVD 技术时，采用 NH_3、CH_4-N_2 作为沉积氮化碳（β-C_3N_4）涂层的反应源物质。用 PVD 技术时，采用石墨靶和氮气，作为沉积氮化碳（β-C_3N_4）涂层的反应源物质。

非金属涂层的制备难度大、虽然硬度高，但脆性、附着力差，因此随着沉积技术的发展很少将其作为单涂层使用，而是用于沉积复合超硬涂层材料。

5 复合超硬涂层材料沉积技术

5.1 复合超硬涂层材料沉积技术的提出

随着现代化制造业的技术进步，难加工材料越来越多、

切削速度越来越高，干切削和微润滑切削工艺的出现，要求涂层刀具不单具有高硬度，还要求具有高温硬度、高韧度、高抗氧化性、化学稳定性、更高的结合强度及更小的摩擦系数。因此，根据不同需要，设计出多种新型超硬涂层材料是十分必要的。

复合超硬涂层向多层、超晶格方向发展，每层厚度达纳米级尺寸。随着纳米级尺寸的减小，复合超硬涂层的硬度更高、韧度更好、摩擦系数更小、抗裂纹扩展能力更强。图3.6-62为未镀涂层、单层涂层、多层涂层的钻头的钻削深度对比图。

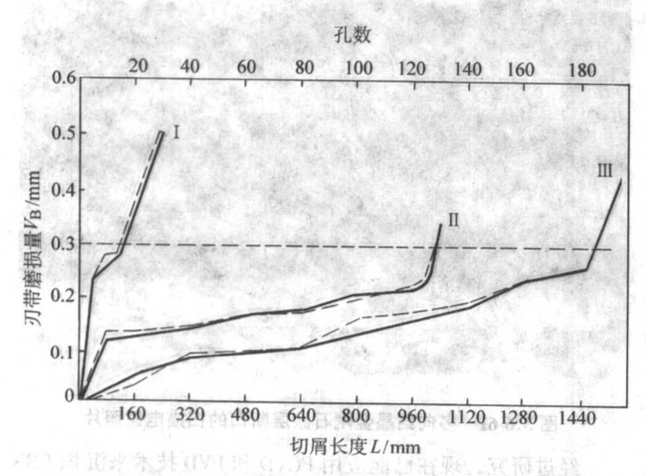


图3.6-62 未镀涂层、单层涂层、多层涂层钻头的钻削深度对比图

Ⅰ—未镀涂层；Ⅱ—单层氮化钛；Ⅲ—复合涂层

在多层涂层中，多以氮化钛为基础，再添加其他元素形成新的化合物，如Zr、Hf、V、Nb、Mo、W、Si、B等。将双元、三元化合物叠加或组合成纳米尺度的多层涂层。它们的周期在几纳米和100纳米之间。多层涂层的性能和单涂层的性能相差很大。如氮化钛的硬度为2 100 HV、氮化铌为1 400 HV、而TiN－NbN多层复合涂层硬度为5 100 HV。

图3.6-63为用透射电子显微镜获得的W-SiC纳米级多层涂层断口组织形貌照片。层间虽然只有纳米级厚度，可是仍能清晰地分出W（黑）和SiC（白）各层的形貌和厚度。

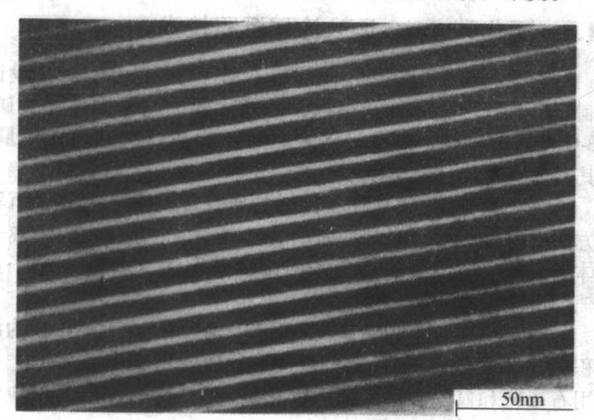


图3.6-63 用透射电子显微镜获得的W-SiC纳米级涂层断口组织形貌照片

最近又研制出纳米晶－非晶超硬复合涂层材料。这类超硬涂层的结构特点是一种硬质相，如氮化钛等的纳米尺寸的微细晶粒嵌含在另一种非晶中。由于多层涂层间的晶格失配，使复合超硬涂层具有更优越的性能。有的超晶格复合涂层的显微硬度，可以达到单组分涂层材料的2～4倍。如氮化钛的硬度为2 000 HV，氮化铬的硬度为1 800 HV，其纳米超晶格复合涂层的硬度达3 500 HV。甚至超过4 000 HV的高硬度。其第二相可以是硬质相，如α-Si_3N_4、α-TiB_2。也可以是软质相，如Ti、Cu、Ni。可以沉积出nc-TiN/α-Si_3N_4、nc-TiN/a-TiB_2、Zr-Ni-N、Cr-Cu-N、TiN-DLC。

为了沉积出具有更优越性能的复合超硬涂层。近期开发出若干适用于产业化应用的复合超硬涂层沉积技术。无论是CVD还是PVD都有新的发展。

5.2 复合超硬涂层沉积技术

5.2.1 化学气相沉积复合超硬涂层技术

采用HT-CVD、MT-CVD、PCVD技术除了沉积单层TiN等涂层以外，很早就用于沉积复合涂层了。沉积包含TiC、TiCN、TiN的七层涂层和包含TiC、TiCN、TiN和Al_2O_3多层复合涂层，硬度比单层TiN的硬度高得多。近期采用PCVD沉积TiN-TiAlN和纳米级nc-TiN/α-Si_3N_4多层超硬涂层，硬度高达5 000～6 350 HV，摩擦系数低，只有0.07，耐腐蚀性强，涂层和基体的结合力高达115 N，是提高工模具使用寿命很有发展前途的新型复合超硬涂层材料。

采用化学气相沉积和等离子体化学气相沉积技术来沉积复合超硬涂层的操作比较简便。只需要向沉积室内交替通入沉积复合超硬涂层所需的气态反应源物质，便可以得到所欲沉积的复合涂层。

5.2.2 物理气相沉积复合超硬涂层技术

在物理气相沉积中，由于电弧离子镀的金属离化率高、容易进行反应沉积，沉积速率高，是沉积复合涂层的主要技术之一。但涂层组织中有较大的熔滴，难于沉积较均匀涂层。磁控溅射的沉积速率比电弧离子镀小，金属离化率低，沉积化合物涂层的难度较大，但涂层组织细密，可以将超晶格的周期调制得更小，从而获得纳米级的复合超硬涂层。加之中频脉冲电源的出现，可以在复合涂层中加上C_3N_4、DLC等高电阻涂层。因此，非平衡磁控溅射匹配中频脉冲电源可以获得反应充分、涂层组织细密、层间结构达到纳米级间隔、包含SiO_2、Al_2O_3、AlN等绝缘层的多层复合超硬涂层。

6 硬质涂层工具、模具应用技术及举例

6.1 硬质涂层的应用技术

刀具在切削过程中承受多种磨损，如粘着磨损、塑性变形磨损、刃带侧面磨损和机械疲劳、热疲劳等。硬质涂层可以提高工模具表面的硬度和化学稳定性、提高耐磨损性能和降低摩擦系数等。若能根据具体使用条件，被加工材料特性，失效机理，合理地选用涂层种类和基体材料，制定合理的切削工艺，将会获得事半功倍的效果。

6.2 硬质涂层工具、模具应用举例

目前各种硬质涂层刀具、模具在机械加工领域中应用越来越广泛，取得了十分显著的技术经济效益。以涂层硬质合金石油管螺纹梳刀为例。随着钻探技术的发展，开采石油钻井深度在4 000～5 000 m以上越来越多，井下压力达40～50 MPa。这就要求钻杆和输油管必须采用抗拉强度在800 MPa以上的高强度、高刚性、高合金钢管制造。这种材料硬度高、黏性大、加工十分困难。特别是钢管之间的连接螺纹，要求精度高、表面粗糙度低，才能保证在高压下使用时安全、可靠，不移位、不渗漏。这对加工螺纹用梳刀提出了更高的要求。采用一般硬质合金刀具根本无法加工，国内外均采用性能优异的复合涂层硬质合金石油管螺纹梳刀加工石油管螺纹，成功地解决了这一难题。目前，国内每年已能生产各种规格涂层硬质合金石油管螺纹梳刀近一百万片，可

以能满足国内市场的需要。在国民经济中发挥了重要作用。　部分硬质涂层工具和模具的应用见表 3.6-19、表 3.6-20。

表 3.6-19　部分硬质涂层工具应用实例

工具名称	涂层技术及材料	使用条件	效　果
涂层高速钢滚刀	PVD/TiN	刀具：df115A 级 加工材料：45 钢 180～210HBS 切削条件：刀具 131 r/min、v = 47 m/min f = 0.56 mm/r、a_D = 4.62 mm	寿命比未涂层滚刀提高 3 倍
涂层硬质合金刀片	PVD/TiAlN	刀具：CNMP120408 加工材料：NiCr19NbMo 耐热合金 切削条件：v = 100 m/min、f = 0.2 mm/r、 a_p = 0.3 mm，湿切削	寿命比未涂层硬质合金刀片提高 3～5 倍
三角花键滚齿刀	PVD/TiN-C_3N_4	加工材料：38CrSi 切削条件：v = 80 r/min（16 M） f = 0.9 mm/min　a_p = 1.3 mm	寿命比未涂层滚刀提高 4 倍
涂层高速钢钻头	PCVD/TiN	钻头：ϕ6 加工材料：GCr15、260～280HBS 切削条件：v = 23 m/min、f = 0.13 mm/r、a_p = 15 mm	寿命比未涂层钻头提高 6.8 倍
涂层硬质合金石油管螺纹梳刀	CVD/TiN-TiC-TiCN-TiN	刀具：P8N_3 - 2 加工材料：N80 高强度合金钢、250HBS 切削条件：v = 150～200 m/min，分三次走刀加工成形	涂层梳刀可加工钢管接头 150～200 件，未涂层刀片不能加工
涂层硬质合金不重磨刀片	CVD/MT-TiCN-Al_2O_3-TiN	刀具：CNMG120408 加工材料：SNCM439 合金钢、270HBS 切削条件：v = 300 m/min、f = 0.3 mm/r、 a_p = 1.5 mm，干切削	寿命比 HT－CVD 涂层刀片提高 1 倍，比未涂层硬质合金刀片提高 5～6 倍
涂层硬质合金不重磨刀片	CVD/TiC-TiBN-TiN	刀具：TNMG160408 加工材料：45 钢、179～201HBS 切削条件：v = 250 m/min、f = 0.27 mm/r、 a_p = 2 mm，干切削	寿命比一般涂层刀片提高了近 1 倍，比未涂层硬质合金刀片提高 4～5倍
金刚石涂层整体硬质合金立铣刀	CVD/金刚石涂层	刀具：整体硬质合金立铣刀 加工材料：G－AlSi11 切削条件：v = 350 m/min、f_t = 0.12 mm、 a_p = 3 mm	寿命比未涂层整体硬质合金立铣刀提高 5～10 倍
涂层金刚石铣刀片（硬质合金基体）	PVD/多层金刚石涂层	刀具：铣刀片 加工材料：G－AlSi17Cu4Mg 合金 切削条件：v = 1 500 m/min、f_t = 0.125 mm、 a_p = 2.5 mm	寿命比一般金刚石涂层铣刀片提高 30%，比 PCD 铣刀片提高 2 倍

表 3.6-20　部分硬质涂层模具应用实例

模具名称	涂层技术及材料	使用条件	效　果
涂层模具钢冷冲模	PVD/TiN	冲制电子元件	寿命比未涂层模具提高 3～5 倍
涂层高速钢冷挤压模具	PCVD/TiN	冷挤压 ML10、15 钢	寿命比未涂层模具提高 3～5 倍
涂层硬质合金冷冲模（火花塞）	CVD/TiC-TiCN-TiC-TiCN-TiN	汽车火花塞、镍包铜挤压凹模	寿命比未涂层模具提高 8～10 倍
涂层模具钢轴承环整形模具	CVD（再热处理）/TiC-TiCN-TiC-TiCN-TiC-TiCN-TiN	用于精整 GCr15 轴承内环和外环	涂层模具可加工 50 000～100 000件，未涂层模具不能用

续表 3.6-20

模具名称	涂层技术及材料	使用条件	效 果
涂层高速钢延伸模具	PCVD/TiC-TiN	加工材料：铜合金弹壳	寿命比未涂层模具提高3倍
涂层硬质合金拉丝模	CVD/TiC-Al_2O_3-TiN	拉制钢材：4Cr9Si2、4Cr10Si2Mo	寿命比未涂层模具提高3~4倍

图 3.6-64、图 3.6-65、图 3.6-66 示出了部分涂层工具、模具及耐磨损耐腐蚀零件的实物照片。

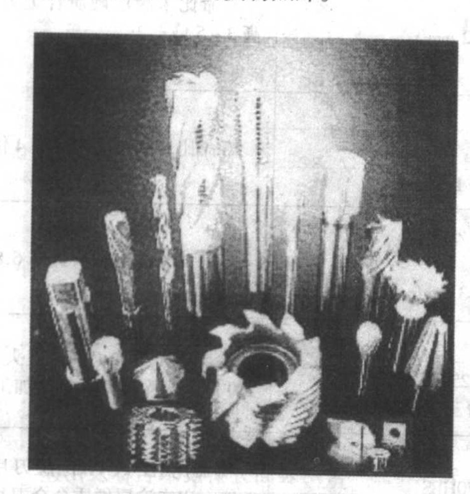


图 3.6-64 各种 PVD 涂层工具

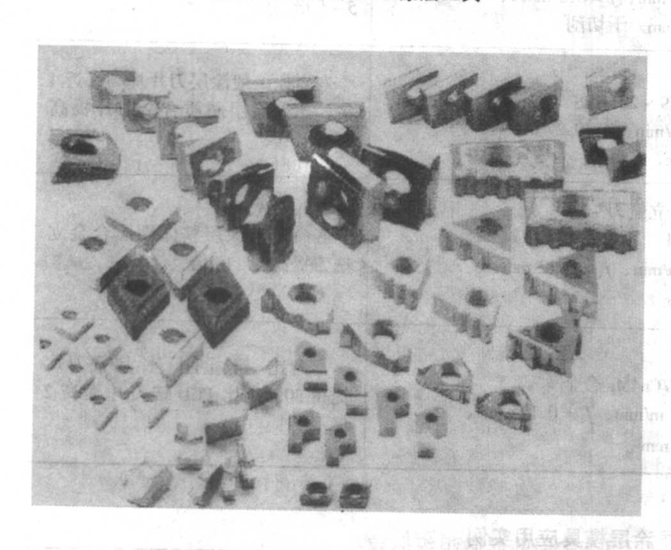


图 3.6-65 各种 CVD 涂层硬质合金刀片

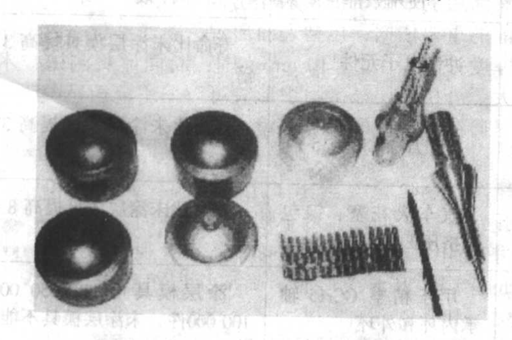


图 3.6-66 各种 PCVD 涂层模具

7 硬质涂层质量检测

进行硬质涂层制品生产和销售，其质量保证体系必须符合 ISO 9001：2000 版标准的要求。制定严格的原材料采购分析及控制程序、详细工艺操作规程及控制程序、不合格产品控制程序、产品标识及可追溯性控制程序及建立客户管理档案程序等。确保产品质量始终处于受控状态，确保出厂产品达到质量标准的要求。

硬质涂层质量检测内容如下。

外观检查：涂层颜色均匀性，有否裂纹、孔洞等缺陷。

尺寸精度检查：按图样要求。

结合强度检查。

涂层断口金相和扫描电镜分析：组织结构、断面情况及 η 相。

X 射线衍射分析：确定各成分相及晶粒尺寸。

显微硬度检测：达到不同涂层材料标准。

性能试验，如涂层刀具切削性能试验。

7.1 硬质涂层的性能测试

硬质涂层的性能测试包括涂层成分、涂层硬度、涂层厚度、涂层结合力、涂层摩擦系数和热硬性等。对于涂层刀具还需进行切削寿命试验。本节只重点介绍与涂层工模具相关性能测试技术。

7.1.1 涂层硬度的测试

硬度是材料抵抗异物压入的能力，是材料多种力学性能的综合表现。由于涂层厚度一般为 2~10 μm，涂层的硬度采用显微硬度计测量。维氏硬度计采用金刚石压头，压痕为正方形。根据压痕对角线长度计算出维氏硬度值。维氏硬度的硬度值可下式求得：

$$HV = 1\,854.4P/d^2$$

式中，P 为载荷，g；d 为压痕对角线长度，μm。

维氏硬度的压痕深度为压痕对角线长度的 1/7。因此，如果选择的载荷太大，压痕的深度会超过涂层的厚度，得出的硬度值是涂层和底材的平均值。测出的硬度值低于涂层的实际硬度。故必须根据涂层的厚度选择合适的载荷，使得涂层的厚度能大于压痕深度 h 的2倍以上。表 3.6-21 列出了不同 TiN 涂层厚度的最大维氏硬度许用载荷。

表 3.6-21 不同 TiN 涂层厚度的最大 HV 许用载荷

涂层厚度/μm	1	2	3	4	5
载荷/g	4	14	30	51	77

努氏（knoop）硬度压头对角线为 172.5°及 130°的四棱锥金刚石压头，压痕为菱形，长对角线长度是短对角线的 7.11 倍。压痕深度为压痕对角线的 1/30。按下式计算努氏硬度值：

$$HK = 14\,229P/d^2$$

式中，P 为载荷，g；d 为压痕对角线长度，μm。

在同一试样上分别用维氏硬度压头和努氏压头在相同的载荷下进行硬度测量。努氏硬度的压痕对角线长度是维氏硬度的 2.8 倍，努氏硬度的压痕深度是维氏硬度的 65 %，所

以用努氏硬度压头测量薄涂层和脆性材料的硬度值更合适。

显微硬度的压痕一般在 500 倍的显微镜下观察，但由于压痕太小，压痕对角线的测量精度小。硬度越高，误差越大。为了提高测量精度，先进的显微硬度计配一套电脑自动控制系统。可以自动加载，将压痕放大在显示屏上，压痕被放大 1 600 倍，测量精度大大提高。

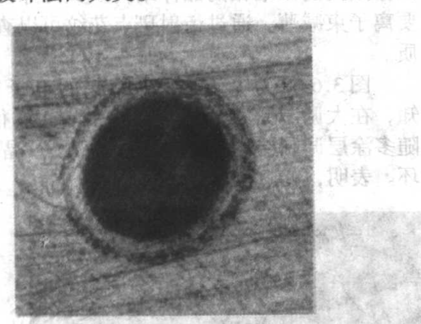
7.1.2　涂层厚度的测量

硬质涂层的厚度较薄，而且难于无损检测，故采用简便、精度高的测试方法很重要。涂层厚度的测试方法习惯上分为无损检验法和破坏法两大类。

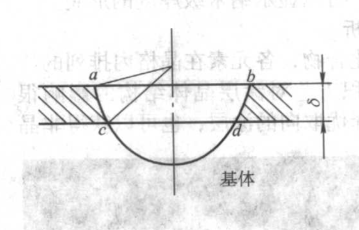
无损检验法包括球痕法、磁性法、涡流法、β 射线背散射法、X 射线分光法等。无损检验法需要有标样，先画出相关性能和厚度的曲线，然后再由相关性能反推厚度。现在新型超硬涂层和多层涂层层出不穷，很难做出标样。

1）球痕法　测试方法比较简单，用一个半径为 R 的钢球，研磨沉积了涂层的工件表面，获得球痕，其断口为一凹坑。图 3.6-67 为球痕和球痕的断面照片。由图可知，工件的破坏法中以金相显微镜法、轮廓仪法、多光束干涉仪法、球痕法等使用的比较多。

当 $R>1cd/2$，$R>1ab/2$ 时，



(a) 球痕



(b) 球痕断面

图 3.6-67　球痕和球痕的断面照片

$$\delta \approx \left[(ab)^2 - (cd)^2 \right] / 8R$$

式中，R 为钢球半径；δ 为涂层厚度。

基体也被磨出了坑。根据下式可以计算出涂层的厚度 δ。

2）金相显微镜法　将已沉积了硬质涂层的工件（试样）切断，经过镶样、研磨、抛光、腐蚀（或不腐蚀）后在显微镜下观察测出涂层的厚度。

3）轮廓仪法和干涉仪法　在沉积工模具时安放随炉试样，在试样上沉积出"台阶"。用轮廓仪可以测出"台阶"的高度。也可以用干涉显微镜进行测量。从"台阶"反射出来的两束光产生干涉作用，根据干涉条纹的条数测出涂层的厚度。上海光学仪器厂生产 6J-A 型干涉显微镜可以测量涂层的厚度。

7.1.3　涂层和基体间结合力测试

涂层和基体间结合力是保证涂层工模具耐用度的重要技术参数，是考核硬质涂层质量的重要指标。常用的方法有弯曲试验、划线划格后急热急冷热循环试验、粘接－剥离试验、粘接－拉伸试验、划痕试验。

根据 JB/T 8554—1997"气相沉积薄膜与基体附着力的划痕实验方法的标准"规定，采用划痕法测量涂层和基体间结合力，测试器为中国科学院兰州化学物理所生产的 WS—97 型自动划痕实验机。一个加有金刚石圆球状的针头，迅速在涂层表面划移，刻划涂层表面。并同时逐渐增加载荷，直到涂层完全划穿，留下清晰的沟槽。涂层在刚刚被划破时，会发射出"声音"。为了提高测量精度，在涂层和针头之间安装接受微弱声音的传感器，然后将此信号放大。可以自动画出所加载荷力－声谱曲线。曲线上出现第一个声谱峰值所对应的加载力，定义为该涂层对基体材料的临界结合力 Lc。图 3.6-5 给出了 TiN 单涂层结合强度曲线。

7.2　硬质涂层微观结构的测试

硬质涂层的微观结构好坏是其内在质量的保证。分析包括表面和断口显微组织形貌、晶体结构（原子排列）、原子态（原子运动和价态）电子态（电子结构）、化学组分和相组成的微区分布及多层涂层的界面和层间分布。所采用的测试方法包括采用电子束、离子束、光子束和电磁波作用于试件表面，激发出相关物质的特征粒子信息的现代物理实验技术。表 3.6-22 给出了常用表面微观结构、形貌和成分分析技术名称及用途。

表 3.6-22　常用表面分析技术名称及用途

探测原子	发射粒子	分析方法名称	简称	主要用途
E	E	透射电子显微镜	TEM	形貌
	E	扫描电子显微镜	SEM	形貌
	E	俄歇电子能谱	AES	成分
	E	低能电子衍射	LEED	结构
I	I	离子探针质量分析	IMMA	微区 成分
		卢瑟福背散射谱	RBS	成分 结构
γ	γ	拉曼散射谱	RAMAN	原子态
		X 射线光电子谱	XPS	成分
		紫外线光电子谱	UPS	电子态
E	E	扫描隧道显微镜	STM	形貌 结构 电子态
	E	场电子显微镜	FEM	结构
	I	场离子显微镜	FIM	结构
	I	原子探针场离子显微镜	APFIM	结构 成分

7.2.1　涂层的显微组织形貌

观察涂层的显微组织形貌是分析涂层生长及力学性能、物理性能的重要依据，包括表面形貌、断面形貌。由于超硬涂层的厚度太薄，在 2～10 μm 范围，断面形貌测试技术的难度较大。分析涂层显微组织形貌可以采用金相显微镜、扫描电子显微镜和透视电子显微镜。

1）金相显微镜　可以观察放大 100～1 000 倍的表面组织形貌。图 3.6-42 已经给出了用小弧源、大弧源和柱弧源沉和氮化钛涂层表面形貌的金相组织照片。

2）扫描电子显微镜（SEM）　可以观察放大 1 000～5 000倍的涂层断口组织形貌。确定涂层组织结晶状况，致密性及涂层和基体界面情况，是否有疏松、孔洞等缺陷。图 3.6-43 给出了采用直流偏压和脉冲偏压沉积的氮化钛涂层的表面组织形貌的扫描电镜照片。图 3.6-37 给出了小弧源沉积氮化钛涂层的断口组织形貌扫描电镜照片。图 3.6-4、图

3.6-8、图3.6-1、图3.6-20、图3.6-25给出了其他不同化学气相沉积技术沉积的不同涂层的断口组织形貌扫描电镜照片。

3）透射电子显微镜（TEM）　可以观察涂层断面放大5 000～500 000倍的组织形貌。尤其是涂层和基体界面及多层涂层的层间形貌。但透射电子显微镜的试样更难制备。需用线切割法切取一小块包括基材和涂层的断口，先将厚度研磨到0.3 mm，再用离子束减薄器，将试样减薄到"穿孔"。然后，用透射电子显微镜观察。由于涂层太薄，涂层界面样品的制备必须非常细心，才能够选择出合适的视场。

图3.6-63为用透射电子显微镜精心拍摄的W－SiC纳米级涂层断口组织形貌照片，可以显示纳米级厚度的形貌。

7.2.2　涂层的晶体结构分析

硬质涂层基本上都是化合物，各元素在晶格内排列的特征决定了晶体的特性。沉积工艺对涂层晶体结构的影响很大，可以获得预先确定的择优取向的涂层，也可以获得非晶涂层。

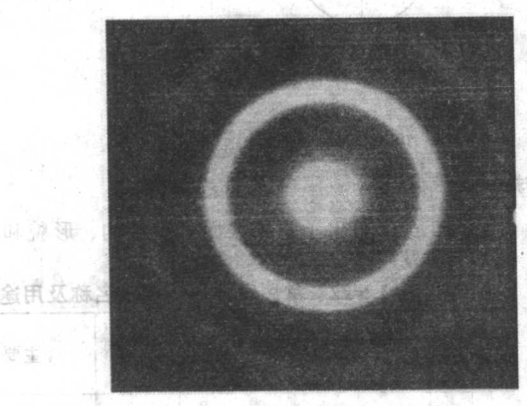
（1）X射线晶体结构分析

采用X射线衍射仪可以分析涂层整体的晶体中各个晶面的衍射峰值，以及内应力、缺陷等。对照ASTM卡片，可以了解涂层晶体结构随沉积工艺的变化规律。图3.6-3、图3.6-7、图3.6-18、图3.6-19分别给出了TiN单涂层和复合涂层的X射线衍射谱线。

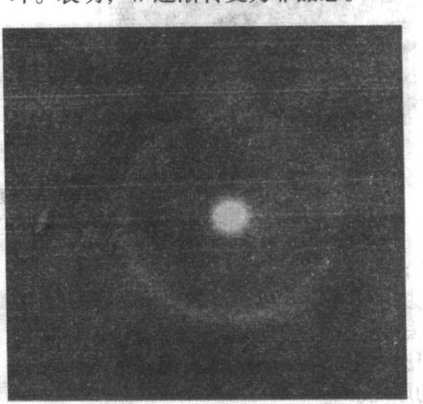
（2）电子衍射

采用透射电子显微镜（TEM）的电子衍射技术可以分辨出涂层内的微细相的晶体结构及其分布。样品的制备也是需要离子束减薄。通过衍射斑点花纹可以查出涂层中所含的物质。

图3.6-68为W－SiC多涂层的电子衍射花样。由图可知，在大调制周期时，W（110）晶面的衍射花样为多晶环。随多涂层调制层的薄化，W的（110）晶面成为漫散的衍射环。表明，W逐渐转变为非晶态。



(a) Λ=15.3nm



(b) Λ=2.5nm

图3.6-68　W－SiC多层膜的电子衍射花样

此外，X射线光电子能谱（XPS）、紫外光电子能谱（UPS）、激光拉曼光谱（LRS）都是通过分析涂层中所含元素的表面电子态，判断涂层中化合物的结构。如用拉曼光谱可以分析出碳元素是以石墨态、金刚石态还是类金刚石态存在。图3.6-69为在安装小弧源（锆靶）－柱弧源（钛靶）－非平衡磁控溅射靶（铝靶）三种源的复合涂层离子镀膜机中沉积的TiN－ZrN－AlN复合涂层的XPS光电子谱曲线。

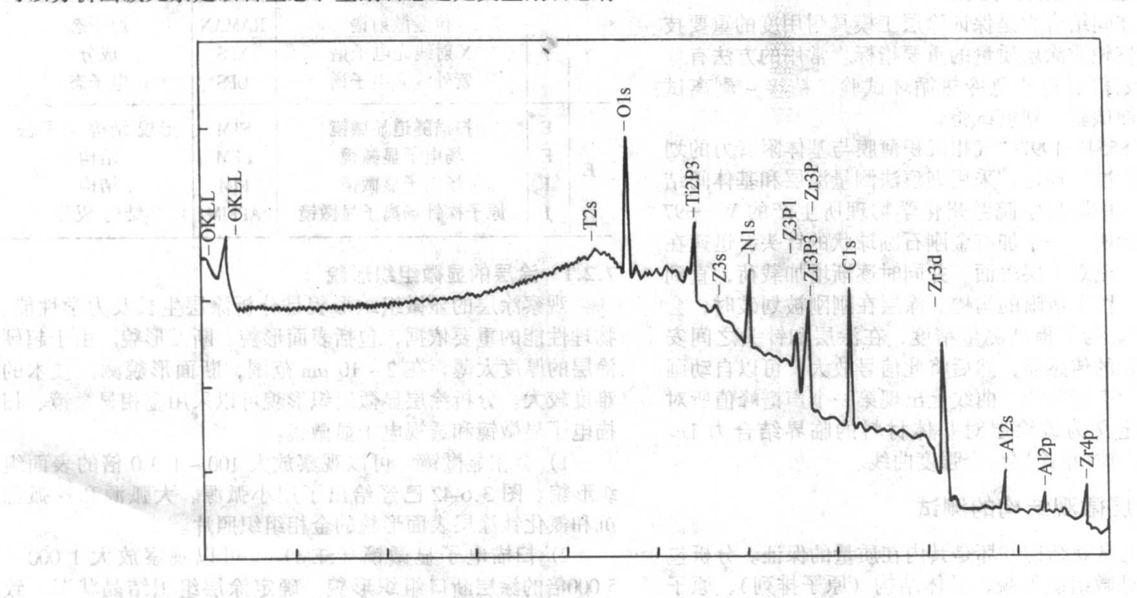


图3.6-69　复合涂层的XPS光电子谱曲线

7.2.3　涂层的成分分析

采用俄歇谱仪（AES）、电子探针（EPMA）、离子探针（IPMA）、扫描电子显微镜所带的能谱、波谱仪，可以通过高能粒子轰击涂层表面，激发出涂层中所含各元素的特征粒子，如俄歇电子、特征X射线、二次离子等信息，可以分析出涂层中所含成分。但所含轻元素只有俄歇电子谱仪才能进行分析。图3.6-70为用扫描电镜所配置的能谱仪测出的氮化钛所含的Ti和N两个元素的 $k\alpha$、$k\beta$ 的峰值曲线。

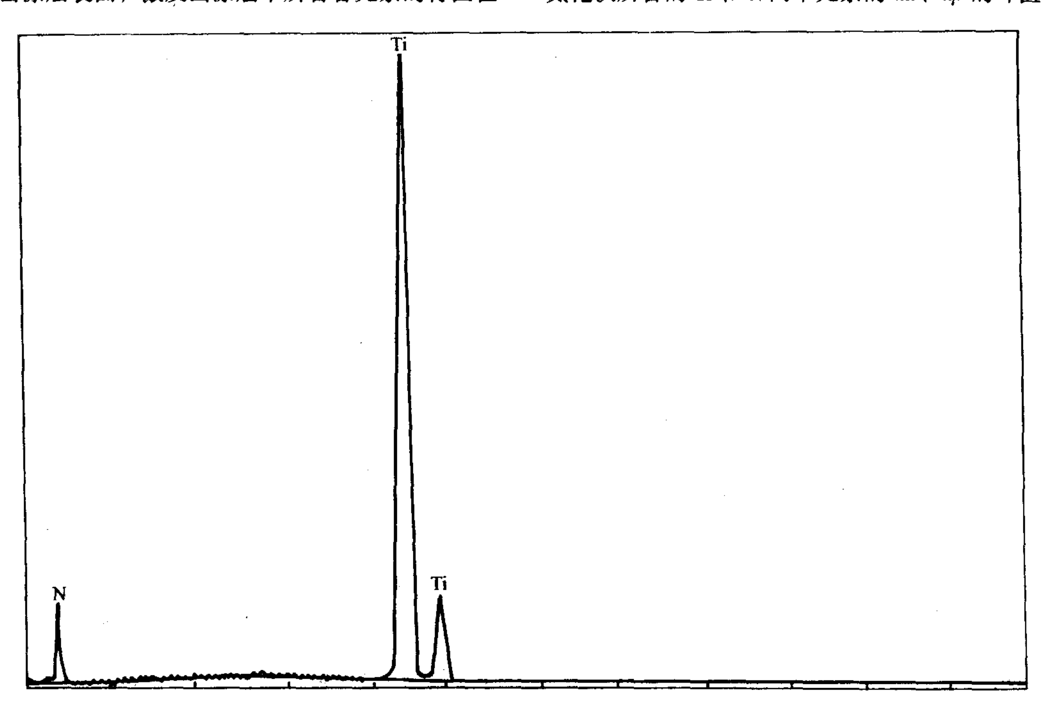


图3.6-70　氮化钛的扫描电镜能谱仪能谱

编写：马文存（成都工具研究所）
高见（成都工具研究所）
李建平（成都工具研究所）
周彤（成都工具研究所）
曾祥才（成都工具研究所）
王福贞（北京联合大学）

参考文献

1 中国机械工程学会热处理专业分会编．热处理手册：第3版 第1卷．北京：机械工业出版社，2001
2 樊东黎主编．热处理技术数据手册．北京：机械工业出版社，2000
3 中国机械工程学会铸造专业分会编．铸造手册：第1卷．北京：机械工业出版社，1993
4 樊东黎，徐跃明，佟晓辉等编．热处理工程师手册．第2版．北京：机械工业出版社，2005
5 第一汽车制造厂，长春汽车材料研究所编．机械工程材料手册：黑色金属材料卷．北京：机械工业出版社，1990
6 中国机械工程学会热处理学会《热处理手册》编委会编．热处理手册．第3版．第1卷．机械工业出版社，2001
7 雷廷权，傅家骐 编．金属热处理工艺方法500种．北京：机械工业出版社，1998
8 W. P. Tong, N. R. Tao, Z. B. Wang, J. Lu, K. Lu. Nitriding Iron at Lower Temperatures, SCIENCE, VOL 299, JANUARY 2003, 686－688
9 东北大学学报（自然科学版），2001年，第22卷，第6期，664～667
10 中国有色金属学报，1998年，第89卷，增刊第1期，256－230
11 金属热处理，2004，29（1），29～32
12 稀有金属，1996，20（5），369～372页
13 单际国，任家烈，徐滨士．聚焦光束表面强化技术，中国表面工程，1998，(1)：16
14 夏立芳．金属热处理工艺学．第二版．哈尔滨：哈尔滨工业大学出版社，2003
15 赵家萍，李保成．高能率热处理．北京：兵器工业出版社，1992
16 曲敬信，汪泓宏．表面工程手册．北京：化学工业出版社，1998
17 钱苗根，姚寿山，张少宗．现代表面技术．北京：机械工业出版社，2002
18 曾晓雁，吴懿平．表面工程学．机械工业出版社，2003
19 张国利，张卫乐，王金桥．大型电镀关键锻件的热处理．大型铸锻件，2000，(1)：17～20
20 潘天明．现代感应加热装置．北京：冶金工业出版社，1996
21 夏国华，杨树蓉．现代热处理技术．北京：兵器工业出版社，1996
22 王家金．激光加工技术．北京：中国计量出版社，1992年
23 Tadeusz Burakowski, Tadeusz Wierzchoń, Surface Engineering of Metals, Principles, Equipment, Technologies, CRC Press, 1999
24 李国英．材料及其制品表面加工新技术．长沙．中南大学出版，2003
25 李立钧．现代激光加工及其装备．北京理工大学出版社，1993
26 罗玉梅．激光淬火工艺的现状及应用．邵阳学院学报（自然科学版），2004，1（3)：49～51
27 刘怀喜，张三川．综合工艺参数对常用钢铁材料的激光淬火特性的影响．激光，2001，22（1)：33～34
28 董必达，何晓雄．激光热处理新技术的应用与工艺研究．合肥工业大学学报（自然科学版），2001，24（6)：1119～1123
29 戴忠森，吴钢，石娟．激光淬火硬化层的硬度分布与冷却速度．上海海运学院学报，1998，19（3)：34～38
30 张学忱，石岩，徐春鹰，张宏．直齿圆柱齿轮的激光热处理．激光，2001，22（6）71～72
31 张三川，郭洪，姚建铨，梁二军．铸铁磨辊表面激光淬火．金属热处理 2001，(3)：9～11
32 李俊昌．激光热处理现状分析．昆明理工大学学报，1997，22（1)：146～153
33 王从曾．激光淬火技术的应用现状及发展．机械工人(热加工)，2004，(7)：14～17
34 R. G. Songa, K. Zhang, G. N. Chen, Electron beam surface treatment. Part I: surface hardening. Vacuum, 2003, 69: 513－516
35 D Dimitrov, M Aprakova, S Valkanov, P Petrov, Electron Beam Hardening of ion nitriding layers. Vavuum, 1998, 49 (3): 239－246
36 邹慧，邹建新，陈亚军，吴爱民，关庆丰，张庆瑜，董闯．碳素钢强流脉冲电子束处理后的表面火山口状凹坑研究．真空科学与技术学报，2004，24（5）：343
37 Seong－Hun Choo, Sunghak Lee, Mikhail G. Golkovski, Effects of accelerated electron beam irradiation on surface hardening and fatigue properties in an AISI 4140 steel used for automotive crankshaft. Materials Science and Engineering, 2000, A293: 56－70
38 Jiun－Ren Hwang, Chin－Ping Fung. Effect of electron beam surface hardening on fatigue crack growth rate in AISI 4340 steel. Surface and Coatings Technology, 1996, 80: 271
39 周孝重，陈大凯，等离子体热处理技术，机械工业出版社，1990
40 韩立民．等离子体热处理，天津大学出版社，1997
41 S. C. Brown, Basic Data on Electrical Discharge in gases, New York, American Institute of Physics, 1993
42 哈尔滨工业大学博士学位论文，1991
43 宇航学报，1990，(3)：69
44 金属学报，1998，24（4)：B248
45 Tadeusz Burakowski, Tadeusz Wierzchoń, Surface Engineering of Metals, Principles, Equipment, Technologies, CRC Press, 1999
46 柳祥训，钟华仁，张淑芳．化学热处理．北京：国防工业出版社，1991
47 S. Kadlec, J. Musil, V. Valvoda and W－D. Munz, TiN Films Grown by Reactive Magnetron Sputtering with Enhanced Ionization at Low Discharge Pressures. Vacuum. 1990, 41 (7～9): 2233～2238
48 R. D. Arnell, P. J. Kelly. Recent Advances in Magnetron Sputtering. Surface and Coatings Technology. 1999, 112: 170～76
49 C. EngstroKm, T. Berlind, J. Birch, L. Hultman, I. P. Ivanov, S. R. Kirkpatrick and S. Rohde. Design, Plasma Studies, Ion Assisted Thin Film Growth in Unbalanced Dual

Target Magnetron Sputtering System with a Solenoid Coil. Vacuum. 2000, (56): 107 ~ 113

50 Keith Laing, Joanne Hampshire, Dennis Teer and Gary Chester. The Effect of Ion Current Density on the Adhesion and Structure of Coatings Deposited by Magnetron Sputter Ion Plating. Surface and Coatings Technology 1999, 112: 177 ~ 180

51 J. - P. Hirvonen, J. Koskinen, J. R. Jervis, M. Nastasi. Present progress in the development of low friction coatings. Surface and coating technology, 1996; 80: 139 - 150

52 P. Sathrum and R. Aharonov, B. F. Coll. DLC films synthesiszed by cathodic arc evaporation. Thin Solid Films. 1992, 209: 165 ~ 173

53 M. Alaluf, J. Appelbaum, L. Klibanov, D. Brinker, D. Scheiman, N. Croitoru. Amorphous diamond - like carbon films—a hard anti - reflecting coating for silicon solar cells Thin Solid Films. 1995; 256: 1 ~ 3

54 A. A. Pnoprionk and L. R. Shagingan. Role of microstructer informing thin carbon film properties. Diamond Relat. Mater. 1994, 3: 1132 ~ 1136

55 J. Takadoum, H. Houmid Bennani, M. Allouard. Friction and wear characteristics of TiN, TiCN and Diamond - like Carbon films. Surface and coating technology, 1996; 88: 232 ~ 238

56 E. I. Meletis, A. Erdemir, G. R. Fenske. Tribological characteristics of DLC films and duplex plasma nitriding/DLC coating treatments. Surface and Coatings Technology. 1995; 73: 39 ~ 45

57 徐滨士，朱绍华．表面工程的理论与技术．北京：国防工业出版社，1999

58 汪泓宏，田民波．离子束表面强化．北京：机械工业出版社，1992

59 André Anders, Handbook of Plasma Immersion Ion Implantationand Deposition, JOHN WILEY & SONS, INC., 2000

60 夏立芳，孙跃，马欣新．等离子体浸没离子注入．金属热处理．1995 (2): 8

61 王广厚．离子同固体相互作用物理学（下）．北京：科学出版社．1991，2: 621 ~ 622

62 王贻华，胡正琼．离子注入与分析基础．北京：航天工业出版社．1992: 17 ~ 19

63 （美）T. S. Sudarshan. 表面改性工程师指南．范玉殿译．北京：清华大学出版社．1992: 219 ~ 221

64 R. Wei, J. J. Vajo, J. N. Matossian, P. J. Wilbur, J. A. Davis, D. L. Williamson, G. A. Collins. A Comparative Study of Beam Ion Implantation, PIII and Nitriding of AISI 304 Stainless Steel. Surf. &Coat. Technol.. 1996, 83: 235 ~ 242

65 陈宝清．离子束材料改性原理及工艺．北京：国防工业出版社．1995，3: 1 ~ 7

66 W. Wang, J. H. Booske, C. Baum, C. Clothier, N. Zjaba, L. Zhang. Modification of Bearing Steel Surface by N - PSII for Corrosion Protection. Surf. &Coat. Technol.. 1999, 111: 97 ~ 102

67 W. Ensinger. Research and Development in Plasma - Based Ion Implantation in Europe. 1. Apparatus and projects. J. Vac. Sci. Technol. B. 1999, 17 (2): 799 ~ 807

68 A. Loinaz. M. Rinner, F. Alonso, J. I. Oñate, W. Ensinger. Effects of Plasma Immersion Ion Implantation of Oxygen on Mechanical Properties and Microstructure of Ti6Al4V. Surf. &Coat. Technol.. 1998, 103 ~ 104: 262 ~ 267

69 F. Brenscheidt, S. Mändl, R. Günzel, E. Wieser, W. Möller, W. Fischer, M. Herrmann. Tribological Properties of Silicon Nitride Ceramics Modified by Titanium and Subsequent Oxygen Implantation. Surf. &Coat. Technol.. 1997, 97: 675 ~ 679

70 S. Mändl, R. Günzel, B. Rauschenbach, R. Hilke, E. Knösel, K. Künanz. Characterization of Drills Implanted with Nitrogen Plasma Immersion Ion Implantation. Surf. &Coat. Technol.. 1998, 103 ~ 104: 161 ~ 167

71 F. L. Cour, J. Pelletier, Y. Arnal, A. Lacoste. Ion Implantation by Plasma Immersion: Interest, Limitations and Perspectives. Surface and Coatings Technology. 2000, (125): 71 ~ 78

72 F. Le Coeur, J. Pelletier, Y. Arnal, A. Lacoste. Ion Implantation by Plasma Immersion: Interest, Limitations and Perspectives. Surf. &Coat. Technol.. 2000, 125: 71 ~ 78

73 M. C. A. Nono, E. J. Corat, M. Ueda, C. Stellati, J. J. Barroso, J. R. Conrad, M. Shamim, P. Fetherston, K. Sridharan. Surface Modification on 304 SS by PIII to Improve the Adherence of a CVD Diamond Film. Surf. &Coat. Technol. 1999, 112: 295 ~ 298

74 H. A. Davis, B. P. Wood, C. P. Munson, L. J. bitteker, M. A. Nastasi, D. J. Rej, W. J. Waganaar, K. C. Walter, D. M. Coates, H. M. Schleinitz. Ion Beam and Plasma Technology Development for Surface Modification at Los Alamos National Laboratory. Materials Chemistry and Physics. 1998, 54: 213 ~ 2181

75 C. Blawert, B. L. Mordike. N PIII for Surface Treatment and Wear Protection of Austenitic Stainless Steel X6CrNiTi1810. Surf. &Coat. Technol.. 1999, 116 ~ 119: 352 ~ 360

76 D. Manova, P. Huber, S. Mändl, B. Rauschenbach. Surface Modification of Aluminium by PIII. Surf. &Coat. Technol.. 2000, 128 ~ 129: 249 ~ 255

77 S. Schoser, G. Bräuchle, J. Forget, K. Kohlhof, T. Weber, J. Voigt, B. Rauschenbach. XPS Investigation of AlN Formation in Aluminum Alloys Using PSII. Surf. &Coat. Technol.. 1998, 103 ~ 104: 222 ~ 226

78 Zaiji zhan, Xinxin Ma, Lili Feng, Yue Sun, Lifang Xia. Tribological Behavior of Aluminum Alloys Surface Layer Implanted with N Ions by PIII. Wear. 1998, 220: 161 ~ 167

79 Zaiji Zhan, Xinxin Ma, Yue Sun, Lifang Xia, Qiuyun Liu. The Mechanical Properties of an Al Alloy by PBII and Solution - aging Treatment. Surf. &Coat. Technol. 2000, 128 ~ 129: 256 ~ 259

80 Lifang Xia, Rizhi Wang, Xinxin Ma and Yue Sun. Structure and Wear Behavior of Nitrogen - implanted Aluminum Alloys. J. Vac. Sci. Technol. B 1994, 12 (2): 931 ~ 934

81 K. Volz, W. Ensinger, B. Stritzker, B. Rauschenbach. Structural Investigations of Titanium Nitride Films Forms by Plasma Immersion Ion Implantation. Surf. &Coat. Technol.. 1998, 103 ~ 104: 257 ~ 261

82 M. Rinner. Composition and Microstructure of Titanium Nitride Formedon Ti6Al4V by Nitrogen Plasma Immersion Ion Implantation. Surf. &Coat. Technol.. 1998, 100 ~ 101: 366 ~ 371

83 A. Loinaz, M. Rinner, F. Alonso, J. I. Onate, W. Ensinger. Effects of PIII of Oxygen on Mechanical Properties and Microstructure of Ti6Al4V. Surf. &Coat. Technol. 1998, 103 ~ 104: 262 ~ 267

84 Weidong Yu, Lifang Xia, Yue Sun, Mingren Sun, Nam Ma. Metal PSII Using a UBM Cathode. Surf. &Coat. Technol. 2000, 128 ~ 129: 240 ~ 244

85 G. Thorwarth, S. Mändl, B. Rauschenbach. PIII Using Titanium and Oxygen Ions. Surf. &Coat. Technol. 2000, 128 ~ 129: 116 ~ 120

86 André Anders. Metal PIII and Deposition: a Review. Surf. &Coat. Technol.. 1997, 93: 158 ~ 167

87 M. sano, T. Teramoto, K. Yukimura, T. Maruyama. TiN Coating to Three – dimensional Materials by PBII Using Vacuum Titanium Arc Plasma. Surf. &Coat. Technol.. 2000, 128 ~ 129: 245 ~ 248

88 M. Sano, K. Yukimura, T. Maruyama, S. Kurooka, Y. Suzuki, A. Chayahara, a. Kinomura, Y. Horino. Titanium Nitride Coating on Implanted Layer Using Titanium PBII. Nuclear Instruments and Methods in Physics Research B. 1999, 148: 37 ~ 41

89 A. H. Hamdi, X. Qiu, G. W. Malaczynski, A. A. Elmoursi, S. Simko, M. C. Militelo, M. P. Balogh, B. P. Wood, K. C. Walter, M. A. Nastasi. Microstructure Analysis ofPIII DLC Coatings. Surf. &Coat. Technol.. 1998, 103 ~ 104: 395 ~ 400

90 R. Hatada, K. Baba. Preparation of Hydrophobic DiamondLike Carbon Films by Plasma Source Ion Implantation. Nuclear Instruments and Methods in Physics Research B. 1999, 148: 655 ~ 658

91 S. Chiu, S. Turgeon, B. Terreaul, A. Sarkissian. Plasma Deposition of Amorphous Carbon Films on Copper. Thin Solid Films. 2000, 359: 275 ~ 282

92 S. Miyagawa, S. Nakao, K. Saitoh, K. Baba, Y. Miyagawa. Deposition of Diamond – like carbon Films Using Plasma Source Ion Implantation with Pulsed Plasmas. Surf. &Coat. Technol.. 2000, 128 ~ 129: 260 ~ 264

93 Hongbing Ji, Lifang Xia, Xinxin Ma, Yue Sun, Mingren Sun. Tribological Behaviour of Duplex Treated Ti – 6Al – 4V: Combing N PSII with DLC Coating. Tribology International. 1999, 32: 265 ~ 273

94 Carter P. Munson, R. J. Faehl, I. Henins, M. Nastasi, W. A. Reass, D. J. Rej, J. T. scheuer. Recent Advances in PSII at Los Alamos National Laboratory. Surf. &Coat. Technol.. 1996, 84: 528 ~ 536

95 Alfred Grill. Diamond – like Carbon: State of the Art. Diamond and Related Materials. 1999, 8: 428 ~ 434

96 G. F. Yin, J. M. Luo, C. Q. Zheng, H. H. Tong, Y. F. Huo, L. L. Mu. Preparation of DLC Gradient Biomaterials by Means of Plasma Source Ion Implant – Ion Beam Enhanced Deposition. Thin Solid Films 1999, 345: 67 ~ 70

97 K. C. Walter, M. Nastasi, C. Munson. Adherent DLC Coatings on Metals via PSII. Surf. &Coat. Technol.. 1997, 93: 287 ~ 291

98 K. Volz, B. Enders, W. Ensinger. N PIII and Si Sputter Deposition Combined with Methane Implantation as an In – line process for Improving Corrosion and Wear Performance of Stainless Steels. Surf. &Coat. Technol.. 2000, 128 ~ 129: 479 ~ 483

99 G. A. Collins, R. Hutchings, K. T. Short, J. Tendys. Ion – Assisted Surface Modification by PIII. Surf. &Coat. Technol.. 1998, 103 ~ 104: 212 ~ 217

100 K. C. Walter, M. Nastasi, N. P. Baker, C. P. Munson, W. K. Scarborough, J. T. Scheuer, B. P. Wood, J. R. Conrad, K. Sridharan, S. Malik, R. A. Bruen. Advances in PSII Techniques for Surface Modification. Surf. &Coat. Technol.. 1998, 103 ~ 104: 205 ~ 211

101 Xinxin Ma, Xiaodong Li, Yue Sun, Lifang Xia, Mingren Sun, Guang Li. Preparation of Ti/N and Ag/TiNx Multilayers by PBII with Multi – targets Unbalanced Magnetron Sputtering. Materials letters. 2000, 44: 170 ~ 174

102 G. Li, L. F. Xia. Structural Characterization of TiCx Films Prepared by Plasma Based Ion Implantation. Thin Solid Films. 2001, 396: 16 ~ 22

103 Hongbing Ji, Lifang Xia, Xinxin Ma, Yue Sun and Mingren Sun. Tribological Behavior of TiC/DLC Multilayers Prepared on Ti – 6Al – 4V Alloy by Plasma – Based Ion Implantation. J. Vac. Sci. Technol. B. 1999, 17 (6): 2575 ~ 2580

104 G. Thorwarth, S. Mändl, B. Rauschenbach. PIII of Cold – work Steel. Surf. &Coat. Technol.. 2000, 125: 94 ~ 99

105 R. Suchentrunk, G. Staudigl, D. Jonke, H. J. Fuesser. Industrial Applications for Plasma Processes – Examples and Trends. Surf. &Coat. Technol.. 1997, 97: 1 ~ 9

106 Wolfhard Möller, Stefano Parascandola, Olaf Kruse, Reinhard Günzel, Edgar Richter. PIII for Fiffusive Treatment. Surf. &Coat. Technol.. 1999, 116 ~ 119: 1 ~ 10

107 B. L. Yang, Erin C. Jones, Nathan W. Cheung, Jiqun Shao, H. Wong, Y. C. Cheng. n + /p Ultra – shallow Junction Formation with PIII. Microelectronics Reliability. Surf. &Coat. Technol.. 1998, 38: 1489 ~ 1494

108 Jiqun Shao, Erin C. Jones, Nathan W. Cheung. Shallow Junction Formation by PIII. Surf. &Coat. Technol.. 1997, 93: 254 ~ 257

109 Seunghee Han, Yeonhee Lee, Haidong Kim, Gon – ho Kim, Junghye Lee, Jung – Hyeon Yoon, Gunwoo Kim. Polymer Surface Modification by PSII. Surf. &Coat. Technol.. 1997, 93: 261 ~ 264

110 Li S. Z., Shi Y. L., Peng H. R.. Ti – Si – N films prepared by plasma – enhanc ed chemical vapor deposition. Plasma Chemistry and Plasma Processing, 1992, 12 (3): 287 ~ 297

111 村川 正夫. ダ"イヤモント"コ ティンク"の, CBNコ－ティンク"の切削工具への适用. 機械と工具, 1994, 38 (9): 26 – 32

112 戴明凤. 漫谈钻石薄膜. 真空技术, 1995, 6 (2): 5 ~ 17

113 邬荫芳. 第五届国际硬质材料科学会议情况报导. 硬质合金, 1996, 13 (1): 61 ~ 64

114 高见, 李建平, 马文存等. 多元复合涂层材料及其CVD工艺技术研究. 见: 中国机械工程学会生产工程分会切削专业委员会编.'97全国金属切削技术与刀具学术研讨会论文集. 成都: 工具技术杂志社, 1997, 增刊: 106 ~ 111

115 陈旭等. 利用PCVD工艺制备多层梯度复合膜. 见: 中国机械工程学会生产工程分会切削专业委员会编.'97全国金属切削技术与刀具学术研讨会论文集. 成都: 工具技术杂志社, 1997, 增刊: 112 ~ 114

116 Diseren M., Patscheider J., levy F.. Improving the properties of titanium nitride by incorporation of silicon . Surface and Coating Technology, 1998, 108 – 109: 241 – 246

117 马胜利, 田增瑞. 脉冲直流等离子体增强化学气相沉

积（PCVD）设备及成套技术．工具技术，2000，12：40～41

118 马文存，高见．成都工具研究所最新 CVD 技术及装备．工具技术，2000，12：46

119 曾晓雁，吴懿平等．表面工程学．第 1 版．北京：机械工业出版社，2001

120 青岛化工学院编写．化学化工物性数据手册．第 2 版．北京：化学工业出版社，2002

121 黄树涛，姚英学，袁哲俊．刀具基体材料及表面预处理对金刚石薄膜附着强度的影响．制造技术及机床，2002，1：18～19

122 Arno Kopf 等．在硬质合金基体上涂复含有金刚石和其他硬质材料的多层涂层．国外难熔金属与硬质材料，2002，18（2）：9～15

123 Roland Haubner 等．可用 CVD 法沉积 CBN 吗?．国外难溶金属与硬质材料．，2002，18（2）：28～33

124 Staffan Sonderberg 等．金属切削刀具涂层技术的发展．国外难溶金属与硬质材料，2002，18（2）：28～33

125 Kuo D. H.，Liao W. C.．Ti－N，Ti－C－N，Ti－Si－N coatings obtained by PACVD at 650－800℃．Applied Surface Science，2002，199：278～286

126 Lee E. A.，Kim K. H.．Deposition and mechanical properties of Ti－Si－N coated layer on WC－Co by RF inductively coupled plasma－enhanced cheical Vapor deposition．Thin Solid Films，2002，420－421：371－376

127 高见，李建平，马文存，沈保罗，高升吉，易勇．WC 基硬质合金 CVD 涂层组织与性能．中国有色金属学报，2002，12（2）：331～333

128 高见，李建平，马文存，吴婉，沈保罗，易勇．TiC－TiN－TiC－Al_2O_3 涂层 CP3 型硬质合金抗弯强度及其分散性的研究．工具技术，2002，11：10～12

129 田民波，刘德林．薄膜科学与技术手册：上，下．北京：机械工业出版社，1991

130 凌国伟　倪翰　萧域星．阴极电弧沉积技术的新发展．真空．1999（8）：1～4

131 吴振华，黄精简，游本章．用于真空电弧离子镀膜的受控电弧蒸发源．真空［J］．1991（4）：9～18

132 Wang Guangfu Zhang Huixing．Second anode action of thr filtering duct in amagnetically filtered cathodic vacuum arc discharge．Vacuum．2001，62：325～329

133 Manoj Komath G Mohan Rao S Mohan．Studies on the Optimisation of undalanced magnetron sputtering cathodes．Vaccum．1999．52：307～311

134 L. A. Donohue J. Cawley J. S. Brooks W. －D. MÜnz．Deposition and charecyerization of TiAlZrN film produced by a comdinet steered arc and undalanced magnetron sputtering technique．Suface and Coatings Technology．1995．74～75：123～134

135 W. －D. MÜnz D. B. Lewis P. Eh. Hovsepian C. Schnjahn A. Ehiasarian and I. J. Smith．Imdustrial Scale Manufactured Superlattice Hard PVD Coatings．Sorface Engineering．2001，17（1）：15～27

136 吴大维．硬质薄膜材料的最新发展及应用．真空．2003（6）：1～5

137 李戈扬，张流强，辛挺辉，吴亮，李鹏兴．W / SiC 纳迷多层膜的准备及表征．真空科学与技术．1999．19（4）：279～282

138 喻志农，朱昌，杭凌侠，严一心．脉冲多弧离子镀制备类金刚石薄膜的特性．真空科学与技术．2000．20（2）：126～130

139 N. M. Renvier J. Hamphire V. C. Fox T. Allen D. G. Teer．Advantages of using self－lubricating，hard，wear－resistant MoS2－bassed coatings．Surfice & Coating Tecnology．2001．142－144：67～77

140 Beguin C．Prinzip und Anwendungen des CVD-Verfahrens．METALL，1974，1：21～27

141 Schnitlmeister W，Pacher O．Titankarid und-nitrid fur hochv -erschleißfeste und dekorative Schichtern．METALL1974，7：690～695

142 M. Monetti-lang，R. Bonetti，H. E.Hintermann and D. Lohmann．Carbonitride Coatings at Moderate Temperatures Obtained from Organic C/N-Compounds．At 8th Int' l Conf．on CVD，1981

143 马文存，陈维喜等．化学气相沉积 TiC、Al_2O_3 工艺及涂层硬质合金刀片性能研究．见：中国机械工程学会机械加工学会编．全国第二届机械加工学术年会论文集．北京机械工业出版社，1982，128～139

144 马文存，蔡玉兰．精密硬质合金螺纹梳刀涂层技术及性能．工具技术，1983，3：1～5

145 马文存，林锡刚等．氮离子束轰击改善高速钢性能的研究．工具技术，1984，12：10～14

146 （日）Toshio Ishii，Nobuhiko Shima，Hiroshi Ueda and Masayuki Gonda．Development of High Adhesive α-Al_2O_3 Films Goated on Cemented Carbide cutting Tools by CVD．the Japan Society of Powder and Power Metallurgy，45（6）：561～565

147 田民波，刘德林．薄膜科学与技术手册（上、下）．北京：机械工业出版社，1991

148 中国机械工程学会热处理学会，金属热处理丛书编委会．王福贞．闻立时．表面沉积技术．北京：机械工业出版社，1989

149 J. T. Maissed and R. Glang．Handbook of Thin Film Technology．New York Wiley，1970

150 金佑民，樊友兰．低温等离子体物理基础．北京：清华大学出版社，1983

151 高本辉．真空物理．北京：科学出版社，1983

152 过增元，赵文华．电弧和热等离子体．北京：科学出版社，1986

153 陆家和，陈长彦．表面分析技术．北京：电子工业出版社，1988

154 D. M. Mattox．Interface Formation during Thin Film Deposition．J. Appl. Phys．1963，34：2493～2495

155 王福贞，翟乐恒，张建华，王鲁闵，焦文莱．离子镀技术中基板偏压作用的研究．真空，1982，（5）：38～45．

156 R. F. Bunshan and A. C. Ranghuram．Activated Reactive Evaporation Process for HighRate Deposition of Compounds．J. Vac. Sci. Technol，1972，（9）：1385～1387

157 S. Komiya and K. Tsuruoka．Production ang Measuremet of Dense Metal Ions for Physical Vapor Deporsition by a Hollows Cathode Discharg．Japan J. Appl. Phys. Suppl，1974，2.（1）：415～418

158 郭远纪，王福贞．一种新型空心阴极枪．真空科学与技术．1988，8（2）：129～131

159 Balzers Aktiengesellschaft Liechtenstein．Method and Apparatus for Evaporating Materials ih a Vacuum Coating Plant．U. S. P. 4，197，175．Apr. 8，1980

160 Balzers Aktiengesellschaft Liechtenstein．Process Depositing Layers on Substrater in aVacuum Chamber．U. S. P. 4，749，587．Jun. 7，1988

161 Apparatus for Metal Evaporation coating．U. S. P. 3，793，

179

162 Arc Deposition process and Apparatus. U. S. P. 3, 625, 848

163 王福贞. 旋转磁控柱状弧源电弧离子镀膜机. 真空. 1977, (2): 43～45

164 凌国伟, 倪翰, 萧域星. 阴极电弧沉积技术的新发展. 真空. 1999, (8): 1～4

第4篇

热处理设备

主 编 佟晓辉

编 写 佟晓辉 郑仲瑜

审 稿 中国材料工程大典编委会

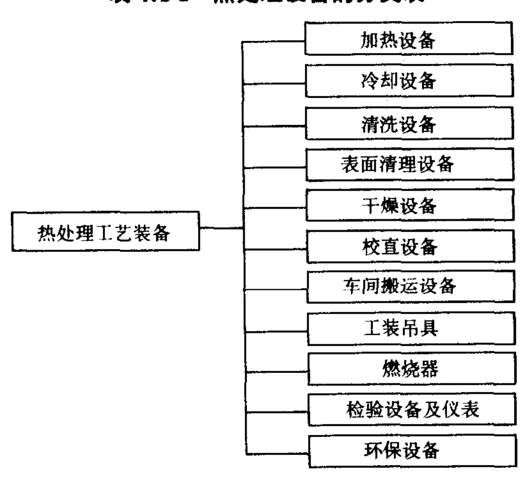
中国机械工程学会
中国材料研究学会
中国材料工程大典编委会

第 1 章　热处理设备分类

热处理设备是指用于实施热处理工艺的装备，以及维持热处理生产所需的燃料、电力、水、气等动力供应设备，起重运输设备和生产安全及环保设备。

通常把完成热处理工艺操作的设备称为主要设备。把与主要设备配套的和维持生产所需的设备称为辅助设备。热处理设备的分类如表 4.1-1 所示。

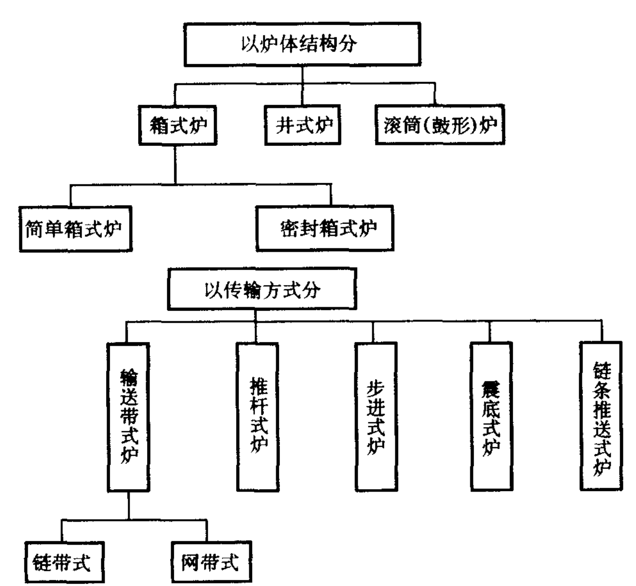
表 4.1-1　热处理设备的分类表

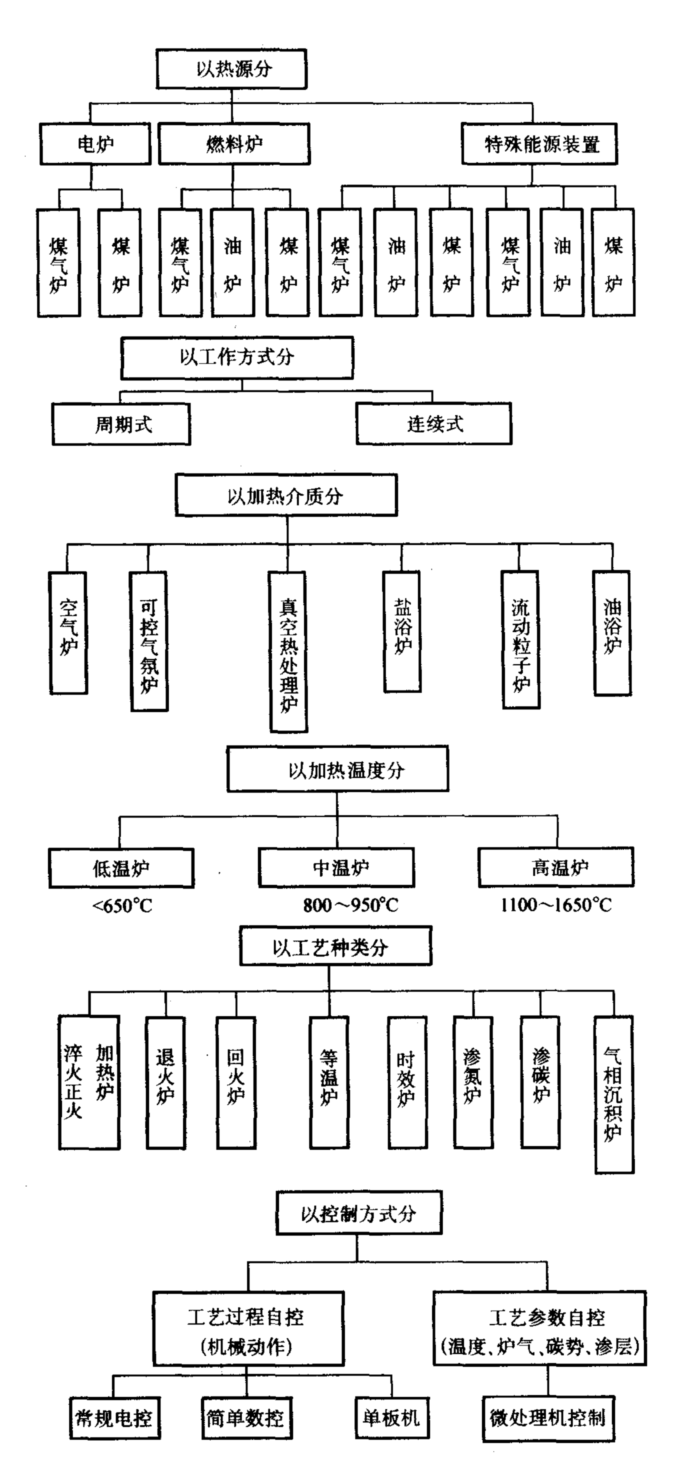


1　热处理加热设备

热处理加热设备主要由热处理炉和加热装置组成。热处理炉是指具有炉膛的热处理加热设备，加热过程中炉膛首先被加热，再与工件进行热交换，加热性质属于间接加热。加热装置是指热源直接对工件加热的装置，其加热性质属直接加热。其加热方法可以是火焰直接喷烧工件，电流直接输入工件将其加热，在工件内产生感应电流加热工件及等离子体、激光、电子束冲击工件加热等。热处理加热设备的分类如表 4.1-2 所示。

表 4.1-2　热处理加热设备分类表

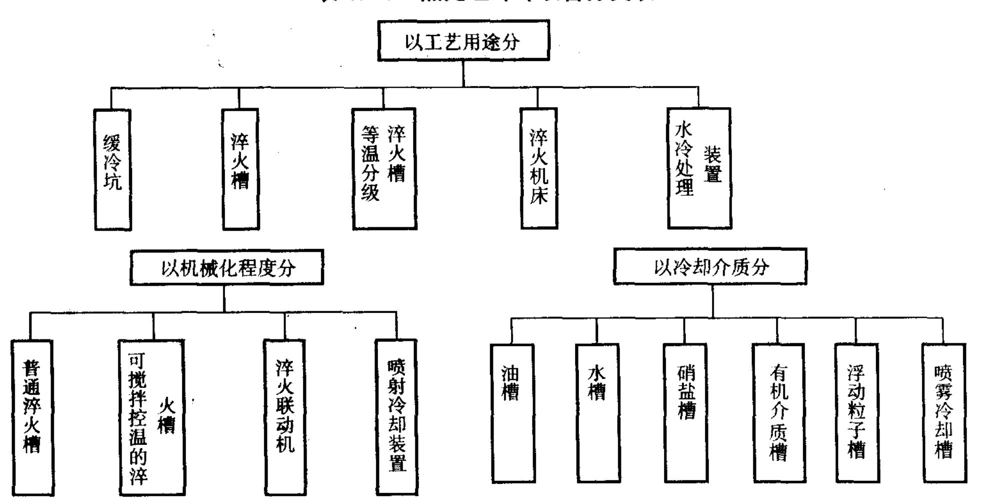




2　热处理冷却设备

冷却设备是指用于热处理淬火冷却的装置，有装有各种冷却介质的淬火槽、喷射式淬火装置和压力淬火机等。热处理冷却设备的分类如表 4.1-3 所示。冷处理设备是指用于将热处理件冷却到 0℃以下的设备。常用的装置有冷冻机、干冰冷却装置和液氮冷却装置。

表 4.1-3　热处理冷却设备分类表



3　热处理清洗和清理设备

清洗和清理设备是指对热处理前、后工件清洗或清理的设备。常用的清洗设备有碱水溶液、磷酸水溶液、有机溶剂（氯乙烯、二氯乙烷等）的清洗槽和清洗机以及配有真空、超声波的清洗装置。热处理清洗设备分类如表 4.1-4 所示，热处理清理设备分类如表 4.1-5 所示。

表 4.1-4　热处理清洗设备分类表

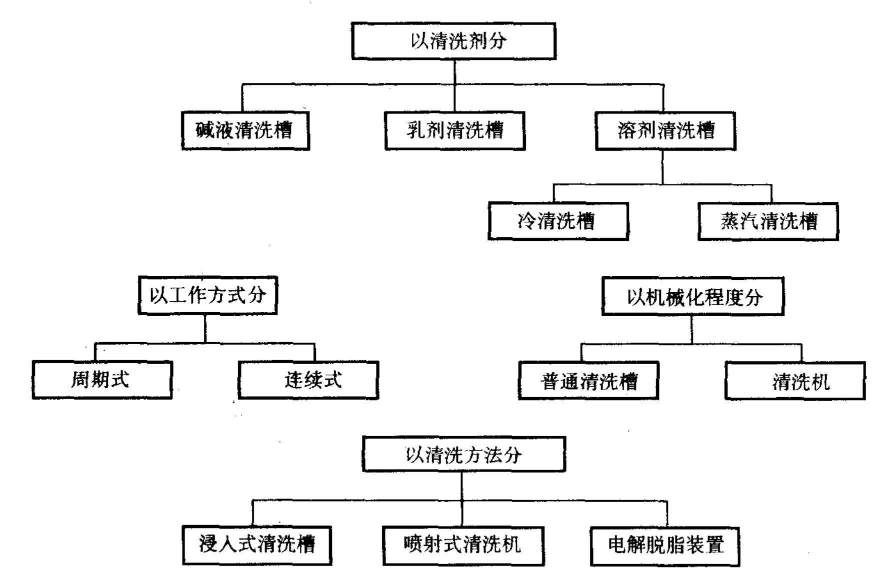
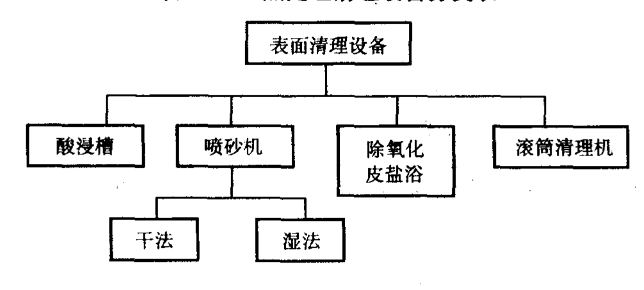


表 4.1-5　热处理清理设备分类表



4　热处理辅助设备

热处理辅助设备包括干燥设备（热风干燥机），校直设备（分类如表 4.1-6），物料搬运设备（分类如表 4.1-7），工装吊具（分类如表 4.1-8）以及加热部件（分类如表 4.1-9）组成。

表 4.1-6　热处理校直设备分类表

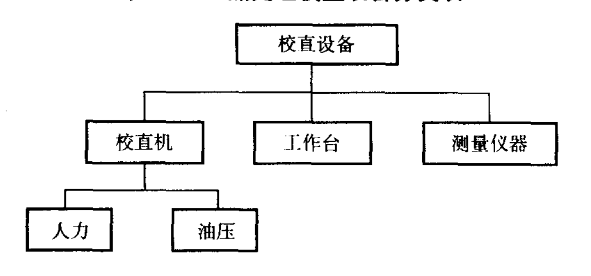


表 4.1-7　物料搬运设备分类表

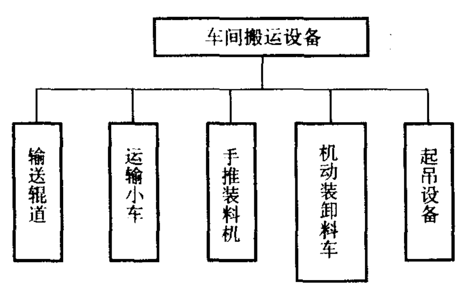


表 4.1-8　工装吊具分类表

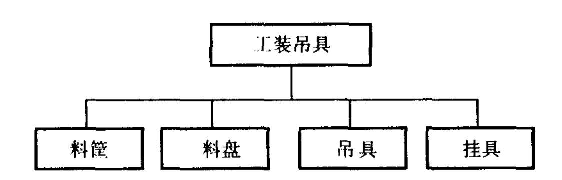
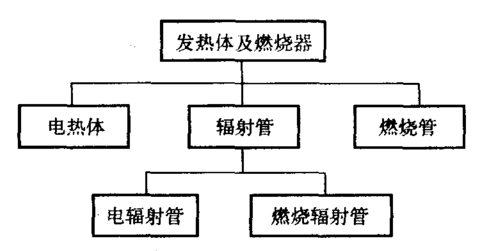


表 4.1-9　加热部件分类表



5　热处理质量检测设备

质量检测设备是指对热处理件进行质量检测的设备。此类设备范围很广，有金相组织、力学性能、工件尺寸、缺陷探伤和残余应力等检测设备。热处理质量检测设备分类如表 4.1-10 所示。

表 4.1-10　热处理质量检测设备分类表

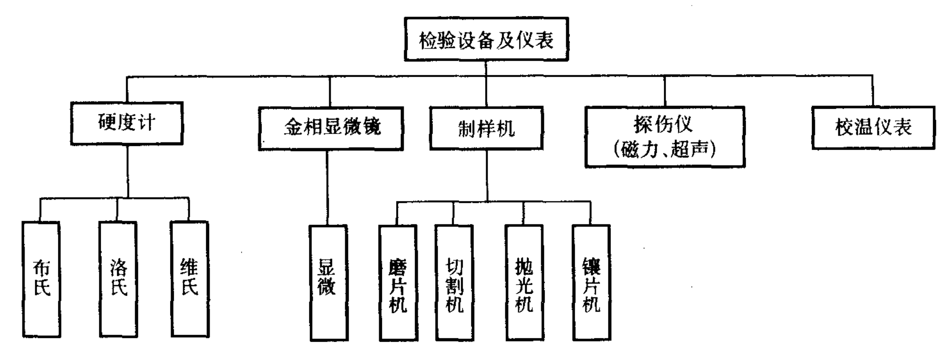
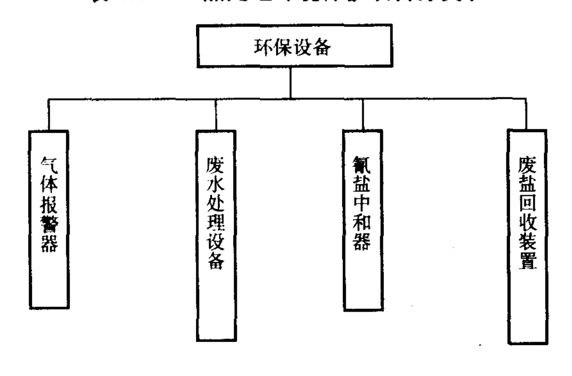


表 4.1-11　热处理环境保护设备分类表



6　热处理环境保护设备

环境保护设备是指防治热处理生产造成的粉尘、废气、废液的装置、预防和处理火灾、爆炸事故的装置，主要有抽风机、废气裂化炉、废液反应槽等。热处理环境保护设备分类如表 4.1-11 所示。

编写：佟晓辉（北京机电研究所）
郑仲瑜（北京机电研究所）

第2章　真空热处理设备

真空与等离子热处理设备具有高效、优质、低耗和无污染等一系列优点，是近代热处理设备发展的热点之一。

真空热处理炉的种类较多，通常按用途和特性分类。

按用途可分为真空退火炉、真空淬火炉、真空回火炉、真空渗碳炉、真空钎焊炉及真空烧结炉等。

按真空度可分为低真空炉（1 333 ~ 1.33×10^{-1} Pa）、高真空炉（1.33×10^{-2} ~ 1.33×10^{-4} Pa）、超高真空炉（1.33×10^{-4} Pa以上）。

按工作温度可分为低温炉（$t \leqslant 700$℃）、中温炉（700 ~ 1 000℃）、高温炉（> 1 000℃）。

按作业性质可分为间歇作业炉、半连续或连续作业炉。

按炉型可分为立式炉、卧式炉及组合式炉。

按热源可分为电阻加热、感应加热、电子束加热和等离子加热等真空炉。

通常，按炉子结构与加热方式，把真空炉归纳为两大类，一类是外热式真空热处理炉，也称热壁炉；另一类是内热式真空热处理炉，也称冷壁炉。外热式真空热处理炉的结构与普通电阻炉类似，只是需要将盛放热处理工件的密封炉罐抽成真空状态，并严格密封。内热式真空热处理炉与外热式真空热处理炉相比，其结构比较复杂，制造、安装、调试精度要求较高。内热式真空热处理炉可以实现快速加热和冷却，使用温度高，可以大型化，生产效率高。内热式真空热处理炉有单室、双室、三室及组合型多种型式。它是目前真空淬火、回火、退火、渗碳、钎焊和烧结的主要炉型。尤其是气淬真空炉、油淬真空炉发展很快。

1）气冷真空炉　气冷真空炉是利用惰性气体作为冷却介质，对工作进行气冷淬火的真空炉。气体冷却介质有氢、氦、氮和氩等。用上述气体冷却工件所需的冷却时间如以氢为1，则氦为1.2，氮为1.5，氩为1.75。可以看出，氢有爆炸的危险，不安全；氦的冷却速度较快，但价格高，不经济；氩不但价格低而且冷却速度低，因此一般都采用氮作为工作的冷却介质。试验表明，氦与氮的混合气具有最佳的冷却和经济效果，20×10^5 Pa 氦气可达静止油的冷却速度，40×10^5 Pa 氢气则接近水的冷却速度。

真空高压气冷技术发展很快，相继出现了负压气冷（$< 1 \times 10^5$ Pa、加压气冷(1×10^5 ~ 4×10^5 Pa)、高压气冷(5×10^5 ~ 10×10^5 Pa）和超高压气冷(10×10^5 ~ 20×10^5 Pa）等真空炉，以利于提高冷却速度，扩大真空炉的应用范围。气冷真空炉内有内循环和外循环两种结构，内循环是指风扇，热交换器均安装在炉壳内形成强制对流循环冷却，而外循环的风扇、热交换器安置在炉壳外进行循环冷却。各种类型的气冷真空炉见图4.2-1。

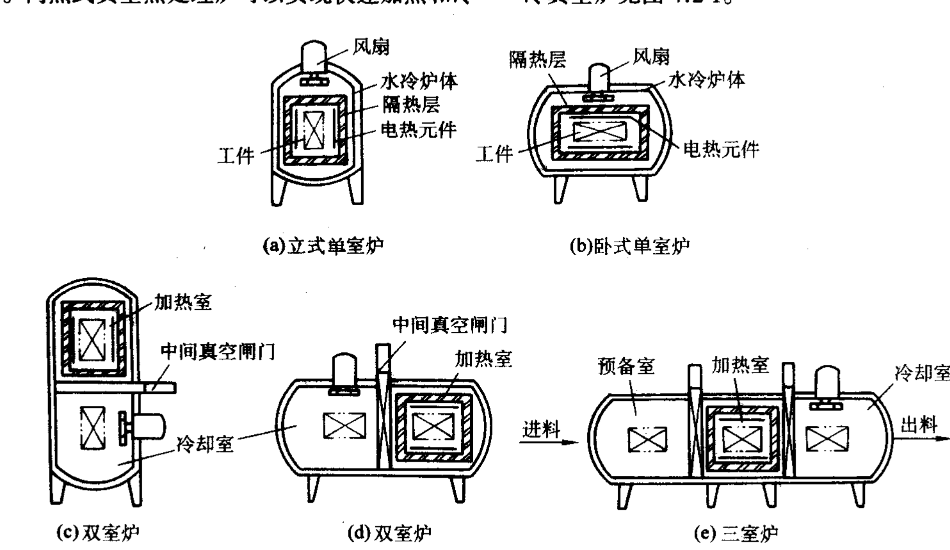


图4.2-1　各种类型的气冷真空炉

2）油淬真空炉　油淬真空炉是用真空淬火油作为淬火冷却介质的真空炉。单室卧式油淬真空炉，它不带中间真空闸门。其主要缺点是工件油淬所产生油蒸气污染加热室，影响电热元件的使用寿命和绝缘性。立式和卧式双室油淬真空炉，加热室与冷却油槽之间设有真空隔热门。双室油淬真空炉克服了单室油淬真空炉的缺点，且有较高的生产效率、较低的能耗，但是其结构比较复杂、造价也比较高。三室半连续和三室连续真空炉，生产效率较高、能耗较小，适应批量生产使用。各类油淬真空炉见图4.2-2。

3）多用途真空炉　多用途组合式真空炉，通常由加热室和多个不同用途的冷却室组合而成。它可以根据工件的种类、形状和真空热处理工艺的要求，任意选择最佳冷却方式，组合成气淬炉或油淬炉或水淬炉等，还可以采用盐浴、真空淬火油、水溶性淬火冷却剂、水和惰性气体等冷却介质。

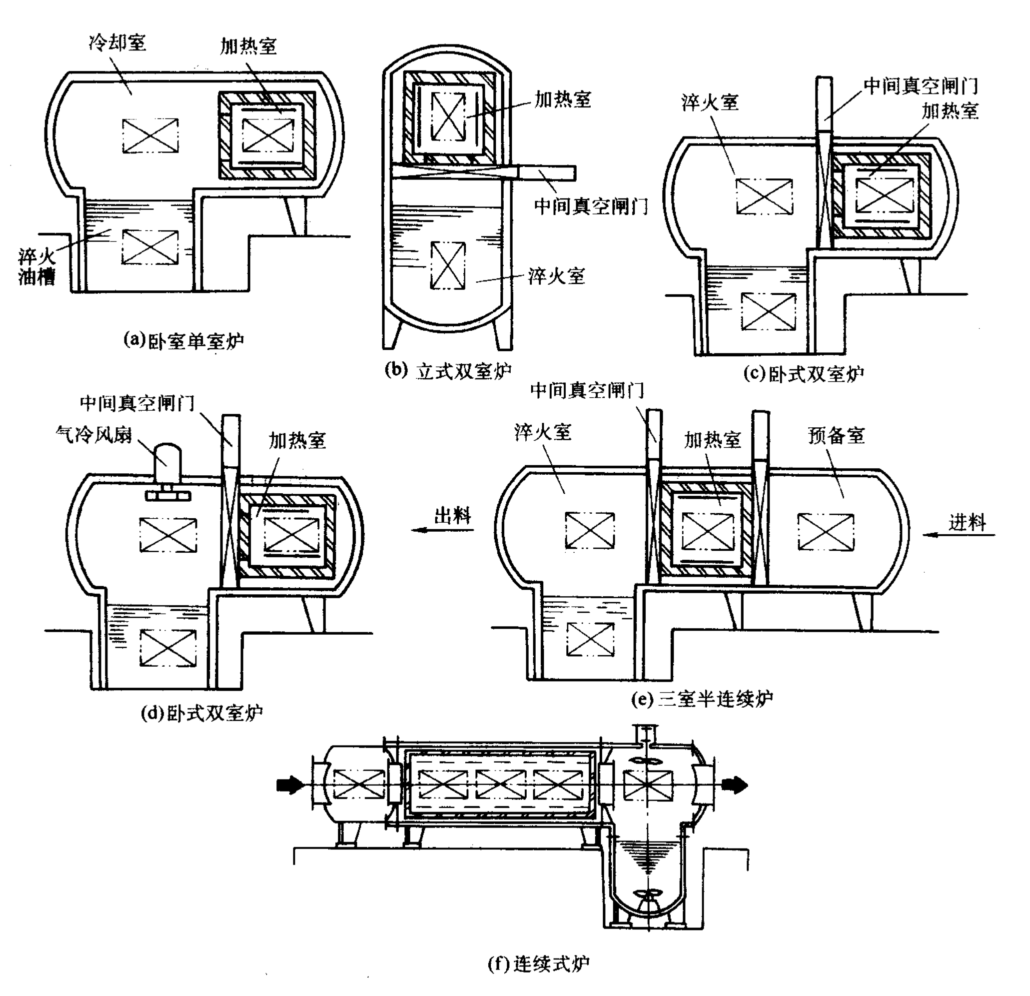


图 4.2-2 各类油淬真空炉结构

1 气冷真空炉

各种类型的气冷真空炉，基本上都是由炉体、加热室、冷却装置、进出料机构、真空系统、电气控制系统、水冷系统及回充气体系统等部分组成。主要用于金属工件的气淬、回火、退火、钎焊和烧结等。

1）VQG、HZQ、HVQ 型高压气淬真空炉　这类真空炉是单室卧式循环高压气淬真空炉，其技术参数如表 4.2-1 所示。

表 4.2-1 VQG、HZQ、HVQ 型高压气淬真空炉气淬真空炉技术参数

型号	有效加热区/mm	装炉量/kg	加热功率/kW	最高温度/℃	压升率/Pa·h⁻¹	气冷压强/Pa
VQG—100	400×250×250	100	60	1 300	0.67	6×10^5
VQG—200	600×400×400	200	100			
VQG—500	900×600×600	500	200			
HZQ—50	450×300×300	100	50	1 300	0.67	6×10^5
HZQ—80	600×400×400	200	90			
HZQ—120	100×500×450	300	120			

续表 4.2-1

型号	有效加热区/mm	装炉量/kg	加热功率/kW	最高温度/℃	压升率/Pa·h⁻¹	气冷压强/Pa
HZQ—150	900×600×600	500	150	1 300	0.67	6×10^5
HZQ—180	1 100×700×700	800	200			
HVQ—70	600×400×300	150	70	1 300	0.67	6×10^5
HVQ—120	900×500×500	300	120			

2）VVTC 型高压气淬真空炉　图 4.2-3 为 VVTC 型高压气淬真空炉，该型炉由高压炉壳、加热室、气体分配器及风冷系统等部分组成，方形加热室由石墨毡构成，加热元件为石墨管，共 12 根分上下两排布置。该炉在加热室顶部和底部采用可摇摆式气体分配器，循环气体通过装在气体分配器上的喷嘴，以 40～60 m/s 的速度喷出，用微机控制交替自上而下和自下而上循环吹风冷却工件。国产 VHLT-669 型高压气淬真空炉的结构基本与 VVTC 型炉相似。

3）PFH 型高压气淬真空炉　该炉淬火形式有两种：一种是气流穿过工件，气体循环是垂直式的，从顶部穿过工件到底部；另一种是气流不穿过工件，气流是双向的，带温气体少，冷却均匀，变形小，工件的上下表面同时冷却。整个处理周期的控制已实现程序化。其技术参数如表 4.2-2 所示。

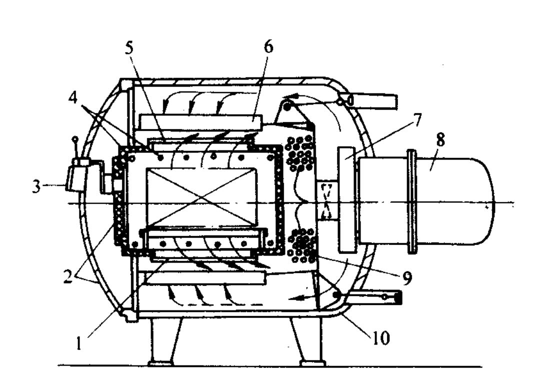


图 4.2-3 VVTC 型高压气淬真空炉

1—下底盘；2—装卸料门；3—观察窗；4—电热元件；5—顶盖；6—气体分配器；7—涡轮鼓风机；8—电动机；9—热交换器；10—炉壳

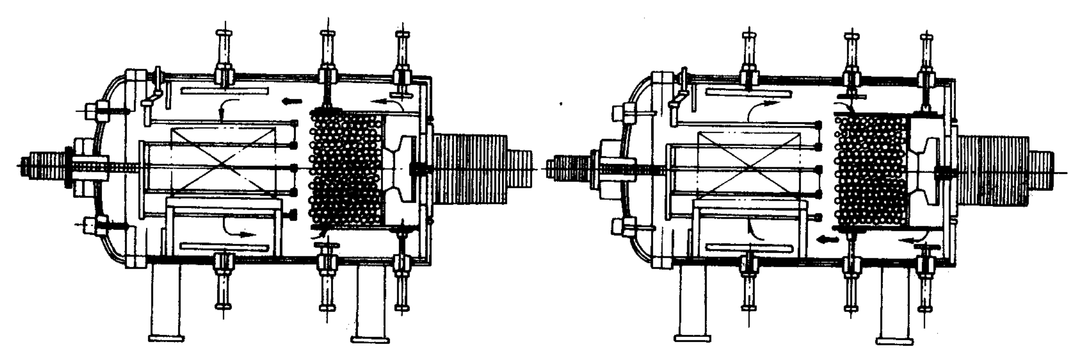
4）VKNQ 型为带对流加热装置的高压气淬真空炉 图 4.2-4 为该真空炉示意图。该炉应用氮气进行冷却，气体压强可达 10×10^5 Pa，气流自上而下或自下而上或上下交替地对工件进行气淬。对流加热装置直接装在前炉门上。在低温阶段加热速度快，且均匀，可实现分级淬火和等温淬火处理。对流加热时气体压强一般为（1.5～2.5）$\times10^5$ Pa。其技术参数如表 4.2-3 所示。

5）VKSQ 型为超高压气淬真空炉 VKSQ 型真空炉在应用氦和氮的混合气体时，气冷压强可达 20×10^5 Pa。该炉的循环气体对流加热和冷却结构独特。该炉的结构特点是，将石墨加热元件和气流通道集于一体，缩小了真空室的空间，增强了循环气体对流的效能。其技术参数如表 4.2-4 所示。

6）HZQL 型立式单室气冷真空炉 HZQL 型炉为立式单室底装料气冷真空炉，该炉采用石墨管加热，石墨毡隔热，也可以采用钼带加热和全金属辐射屏隔热。冷却循环采用大功率高压高速风机，气流通过风道沿 360°均匀分布的喷嘴喷

表 4.2-2 PFH 型高压气淬真空炉技术参数

型 号	有效加热区/mm	最大装炉量 /kg	额定装炉量 /kg	加热功率 /kW	机械泵流量 q_v/m³·h⁻¹	罗茨泵流量 q_v/m³·h⁻¹	扩散泵流量 q_v/L·s⁻¹
PFH30、45、60	300×450×600	180	120	90	100～125	500	8 000
PFH30、45、60 双向	300×450×600	200	120	90	100～125	500	8 000
PFH506090	500×600×900	450	300	150	200～250	1 000	11 000
PFH506090 双向	500×600×900	550	300	150	200～250	1 000	11 000
PFH7070110	700×700×1 100	750	500	220	250	2 000	11 000
PFH7070110 双向	700×700×1 100	900	500	220	250	2 000	11 000



(a)自上而下冷却　　(b)自下而上冷却

图 4.2-4 VKNQ 型带对流加热装置的高压气淬炉

表 4.2-3 VKNQ 型高压气淬真空炉技术参数

型 号	25/25/40	40/40/60	60/60/90	80/80/120	100/100/150
有效加热区/mm	250×250×400	400×400×600	600×600×900	800×800×1 200	1 000×1 000×1 500
装炉量/kg	50	200	500	800	1 200
最高温度/℃	1 300	1 300	1 300	1 300	1 300
炉温均匀度/℃	±5	±5	±5	±5	±5
加热功率/kW	50	80	120	200	300
气冷压强/Pa	（6～10）$\times10^{-5}$	（6～10）$\times10^{-5}$	（6～10）$\times10^{-5}$	（6～10）$\times10^{-5}$	（6～10）$\times10^{-5}$

表 4.2-4 VKSQ 型高压气淬真空炉技术参数

型 号	40/40/60	60/60/90	80/80/120	100/100/150
有效加热区/mm	400×400×600	600×600×900	800×800×120	1 000×1 000×1 500
最高温度/℃	1 350	1 350	1 350	1 350
炉温均匀度/℃	±5	±5	±5	±5

续表 4.2-4

型号		40/40/60	60/60/90	80/80/120	100/100/150
加热功率 /kW	6×10^5 Pa（N_2 的压强）	60	90	132	160
	10×10^5 Pa（N_2 的压强）	80	110	160	240
	20×10^5 Pa（N_2 的压强）	80	110	160	240
气冷压强 /Pa	N_2	$(6\sim10)\times10^5$	$(6\sim10)\times10^5$	$(6\sim10)\times10^5$	$(6\sim10)\times10^5$
	He 或 N_2	$(20\sim10)\times10^5$	$(20\sim10)\times10^5$	$(20\sim10)\times10^5$	$(20\sim10)\times10^5$

出，并经过热交换器对工件进行强制循环冷却。工件依靠液压升降机传动。其技术参数见表 4.2-5。

表 4.2-5 HZQL 型真空炉技术参数

型号	有效加热区 /mm	装炉量 /kg	加热功率 /kW	最高温度/℃	气冷压强 /Pa	压升率 /Pa·h⁻¹
HZQL—50	ϕ400×450	100	50	1 300	6×10^5	0.67
HZQL—90	ϕ500×600	200	200			
HZQL—150	ϕ800×900	500	500			
HZQL—200	ϕ1 000×1 100	800	800			

7) VVFC（BL）型立式气冷真空炉 VVFC（BL）型立式单室底装料气冷真空炉该炉采用石墨管加热，石墨毡隔热，也可以采用钼带加热和全金属辐射屏隔热。冷却循环依靠设置在加热室上下两个活动冷却门的开启来实现。工件依靠滚珠丝杠升降机传动。其技术参数见表 4.2-6。

表 4.2-6 VVFC（BL）型真空炉技术参数

型号	有效热区 /mm	装炉量 /kg	加热功率 /kW	气冷压强 /Pa
VVFC(BL)—4848	ϕ1 219×1 219	1 361	225	$(6\sim10)\times10^5$
VVFC(BL)—4854	ϕ1 219×1 371	1 361	225	
VVFC(BL)—4860	ϕ1 219×1 524	1 361	225	
VVFC(BL)—4872	ϕ1 219×1 829	1 361	300	
VVFC(BL)—7272	ϕ1 829×1 829	2 722	450	
VVFC(BL)—7284	ϕ1 829×2 134	2 722	550	

8) VSE 型真空炉立式气冷真空炉 VSE 型炉为立式单室底装料气冷真空炉，其技术参数如表 4.2-7 所示。

表 4.2-7 VSE 型真空炉技术参数

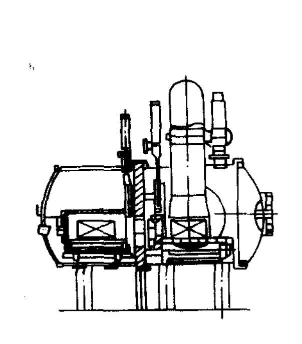
型号	有效加热区 /mm	装炉量 /kg	额定温度 /℃	加热功率 /kW
VSE90×90	ϕ900×900	1 000	200	1 300
VSE90×150	ϕ900×1 500	1 500	350	
VSE120×180	ϕ1 200×1 800	2 000	550	

9) VVT 型炉是立式单室顶装料气冷真空炉 其技术参数见表 4.2-8。

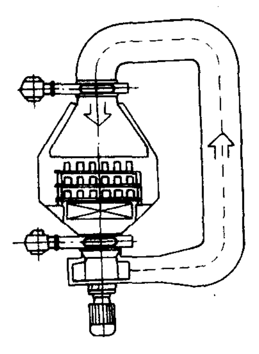
表 4.2-8 VVT 型真空炉技术参数

型号	有效加热区 /mm	装炉量 /kg	额定温度 /℃	加热功率 /kW
VVT20×30	ϕ200×300	20	1 300	20
VVT30×40	ϕ300×400	60	1 300	25
VVT40×60	ϕ400×500	150	1 300	50

10) 卧式双室气冷真空炉 结构见图 4.2-5。卧式双室气冷炉型号有 ZCGQ2、WZJQ、HZQ2，该炉在节省能源，提高加热室使用寿命，提高生产效率等方面具有良好的效果。其技术参数见表 4.2-9。



(a) 双室炉整体结构



(b) 淬火冷却室结构

图 4.2-5 改进型的喷射式真空高压气淬炉结构示意图

表 4.2-9 ZCGQ2、WZJQ、HZQ2 型真空炉技术参数

型号	有效加热区 /mm	装炉量 /kg	最高温度/℃	加热功率/kW	压升率 /Pa·h⁻¹	气冷压强/Pa
WZQ—30	300×450×300	60	1 300	40	0.67	3×10^5
WZQ—45	450×670×400	120		63		
ZCGQ2—65	420×620×300	100	1 300	65	0.67	2×10^5
ZCGQ2—100	600×1 000×410	300		100		
HZQ2—65	400×600×300	120	1 300	65	0.67	5×10^5
HZQ2—100	600×900×410	300		100		

11) FH 系列气冷真空炉 FH 系列真空炉有立式炉和卧式炉两种，FH·H—GH 型为卧式双室气冷真空炉，FH·V—GH 型为立式双室气冷真空炉，FH·H—PHG 型为卧式三室气冷真空炉。其技术参数分别见表 4.2-10 和表 4.2-11。

表 4.2-10 FH·H 型真空炉技术参数

型号		FH·H						
		20	30	45	60	75	90	120
有效加热区/mm	宽	200	300	400	600	750	900	1 200
	长	300	450	675	900	1 125	1 350	1 800
	高	150	200	300	400	500	600	800
装炉量/kg		20	50	120	210	350	500	1 000
最高温度/℃		1 350						
炉温均匀度/℃		±5						
空炉升温时间(至 1 150℃) /min		<30						<40

续表 4.2-10

型　　号	FH·H						
	20	30	45	60	75	90	120
工件淬火转移时间/s	12					15	
气冷时间(从 1 150 ~ 150℃)/min	< 30						
抽空时间(至 6.7 Pa)/min	10					15	

表 4.2-11　FH·V 型真空炉技术参数

型　　号		FH·V						
		20	30	45	60	75	90	120
有效加热区/mm	直径	20	30	45	450	75	90	120
	高	200	300	450	600	750	900	1 200
装炉量/kg		15	40	90	160	260	400	800
最高温度/℃		1 350						
炉温均匀性(在 1 150℃)/min		±5						
空炉升温时间(至 1 150℃)/min		< 30						< 40

续表 4.2-11

型　　号	FH·V						
	20	30	45	60	75	90	120
工件淬火转移时间/s	12					15	
气冷时间(从 1 150 ~ 150℃)/min	< 30						
抽空时间(至 6.7 Pa)/min	10					15	

12）SFQ 型真空外循环高压气淬炉　SFQ 型炉是单室卧式外循环高压气淬炉，该炉的气淬压强可达 $6 \times 10^5 \sim 10 \times 10^5$ Pa。

2　油冷真空炉

1）ZC2、WZC、HZC2、VOG 型炉是一种双室油淬真空炉。WZC 型双室真空淬火炉见图 4.2-6。该型炉以油淬为主，气淬为辅。该炉加热室采用石墨毡与硅酸铝纤维毡制造，热效率较高，炉温均匀度好，可以实现快速加热。其技术参数见表 4.2-12。

2）FH·H—LH 型炉是双室油淬真空炉，该炉的隔热屏和加热元件均采用石墨制品，炉体为方形夹层结构。其技术参数见表 4.2-10。

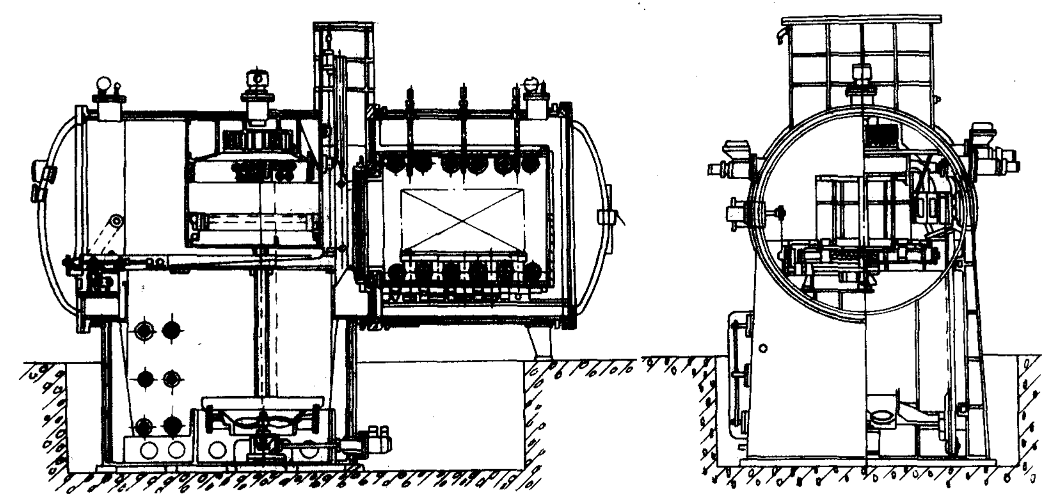


图 4.2-6　WZC 型双室真空淬火炉

表 4.2-12　ZC2、WZC、HZC2、VOG 型真空炉技术参数

型　号	有效加热区/mm	装炉量/kg	最高温度/℃	加热功率/kW	压升率/Pa·h⁻¹	气冷压强/Pa
ZC2—30	400 × 300 × 180	40	1 320	30	0.67	—
ZC2—65	620 × 420 × 300	100		65		
ZC2—100	1 000 × 600 × 410	300		100		
WZC—10	150 × 100 × 100	5	1 300	10	0.67	—
WZC—20	300 × 200 × 180	20		20		
WZC—30	450 × 300 × 300	60		40		
WZC—45	670 × 450 × 400	120		63		
WZC—60	900 × 600 × 450	210		100		
HZC2—20	300 × 200 × 150	20	1 300	20	0.67	2×10^5
HZC2—40	450 × 300 × 300	60		40		
HZC2—65	600 × 400 × 300	120		63		
HZC2—100	900 × 600 × 410	300		100		

续表 4.2-12

型　号	有效加热区/mm	装炉量/kg	最高温度/℃	加热功率/kW	压升率/Pa·h⁻¹	气冷压强/Pa
VOG—100	500 × 400 × 300	100	1 300	63	0.67	1.8×10^5
VOG—150	600 × 420 × 300	150		80		
VOG—200	700 × 480 × 320	200		100		
VOG—280	800 × 600 × 450	280		100		
VOG—500	900 × 600 × 600	500		150		

3）PFTH 型为立式双室油淬真空炉　它由加热室、淬火室、中间真空隔热闸门、淬火升降机、加热升降机及进出料机组成。PFTH 型炉主要适用于细长形的杆状、轴承零部件的热处理。其技术参数见表 4.2-13。

4）HZC3 型三室油淬高压气淬真空炉　HZC3 炉型是卧式三室油淬高压气淬真空炉，该炉把油淬和高压气淬组合在同一炉内，且有半连续操作的功能，适用于批量生产，也可用于小批量多品种生产。其技术参数见表 4.2-14。

表 4.2-13 PFTH 型真空炉技术参数

型 号	有效加热区/mm	装炉量/kg	加热功率/kW
RFTH400/1000	φ400 × 1 000	150	100
PFTH500/1200	φ500 × 1 000	250	150
PFTH600/1200	φ600 × 1 200	350	180
PFTH800/1700	φ800 × 1 700	700	320

表 4.2-14 HZC3 型真空炉技术参数

型 号	有效加热区/mm	装炉量/kg	最高温度/℃	加热功率/kW	压升率/Pa·h⁻¹	气冷压强/Pa
ZC3—65	600 × 400 × 300	120	1 300	65	0.67	5×10^5
HZC3—100	900 × 600 × 400	300		100		

5）CVCQ 型为连续式油淬真空炉　该型炉是多工位步进式连续油淬真空炉。该炉的特点是加热室可以同时容纳三个料筐，连续生产，效率高，能耗低。其技术参数见表 4.2-15。

表 4.2-15 CVCQ 型真空炉技术参数

型 号	CVCQ—091872	CVCQ—2024144
有效加热区/mm	1 800 × 460 × 230	3 640 × 610 × 510
料筐尺寸（长 × 宽）/mm	600 × 460	910 × 610
最高温度/℃	1 320	1 320
生产率/kg·h⁻¹	360	1 180
工作真空度/Pa	67	67
真空泵抽气速率/L·min⁻¹	10 000	30 000
占地面积（长 × 宽）/mm	11 000 × 5 100	19 000 × 5 500
炉床高/mm	1 230	980

3 水冷真空炉

WZSC、HZSC 型真空炉为双室水淬真空炉，水淬真空炉需防止水蒸气大量挥发。该炉有严格的操作规程，其技术参数见表 4.2-16。

表 4.2-16 WZSC、HZSC 型真空炉技术参数

型 号	有效加热区/mm	装炉量/kg	最高温度/℃	加热功率/kW	压升率/Pa·h⁻¹
WZSC-20	200 × 300 × 180	30	1 300	20	0.67
HZSC-65	400 × 600 × 300	120	1 300	65	0.67
HZSC-100	600 × 900 × 410	300		100	

4 多用途真空炉

三室卧式多用途真空炉示意见图 4.2-7。该型炉可完成油淬、气淬，以及离子渗碳等多种热处理工艺。

1）HZCD 型三室多用途真空炉　真空加热炉由加热室、淬火油槽、淬火水槽、风冷装置等部分组成。该炉可完成油淬、水淬、气淬，以及回火、退火、钎焊等多种热处理工艺，其技术参数见表 4.2-17。

2）立式多用途真空炉　立式多用途真空炉（或称真空热处理联合电炉）由加热室、准备室、淬火油槽、硝盐槽及

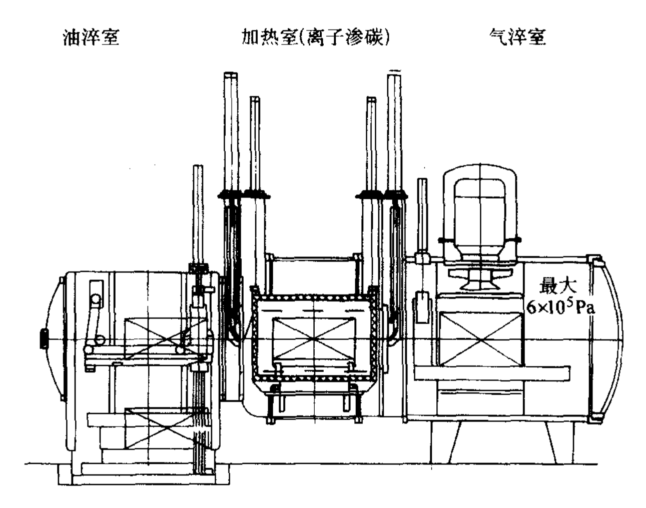


图 4.2-7 三室卧式多用途真空炉

表 4.2-17 HZCD 型真空炉技术参数

型 号	有效加热区/mm	装炉量/kg	最高温度/℃	加热功率/kW	极限真空度/Pa	气冷压强/Pa
HZCD-40	450 × 300 × 300	60	1 300	40	4×10^{-1} ~ 6.6×10^{-3}	2×10^5
HZCD-65	600 × 400 × 300	120		65		
HZCD-100	900 × 600 × 410	300		100		

气冷罐等部分组成，主要用于油淬、硝盐淬火和气淬，其技术参数见表 4.2-18。

表 4.2-18 立式多用途真空炉技术参数

有效工作尺寸/mm	φ100 × 200	φ150 × 250	φ600 × 1 500	φ600 × 2 000	φ1 500 × 2 000
装炉量/kg	10	15	200	120	400
最高使用温度/℃	1 000	950	950	950	1 000
温度均匀度/℃	± 10	± 10	± 10	± 10	± 10
加热器功率/kW	20	15	165	254	510
加热器材料	Cr20Ni80	Cr20Ni80	Cr20Ni80	Cr20Ni80	Cr20Ni80
供电线路电压/V	220	220	380	380	380
加热器连接方式	单	单	3△	4△	4△
工作电压/V	6 ~ 60	10 ~ 60	6 ~ 40	6 ~ 60	7 ~ 70
极限真空度/Pa	1.3×10^{-1}	1.3×10^{-1}	1.3×10^{-2}	6.6×10^{-1}	1.3×10^{-2}
工作真空度/Pa	1.3	1.3	1.3×10^{-1}	1.3	1.3×10^{-1}
压升率/Pa·h⁻¹	4	4	6.6×10^{-1}	6.6×10^{-1}	6.6×10^{-1}
淬火转移时间/s	< 10	15	30	30	15
硝盐槽工作温度/℃		450	180 ~ 400		176 ~ 330
油槽工作温度/℃		80	80	80	60

5　真空回火炉

1）HZR、WZH、ZCR 型真空正压回火炉，该型炉由炉体、加热室、热搅拌装置和风冷装置等部分组成。炉体与炉盖为双壁水冷，炉体法兰与炉盖之间采用双重密封结构，保证真空炉在负压和正压运转时安全可靠。其技术参数见表4.2-19。

表 4.2-19　HZR、WZH、ZCR 型真空正压回火炉技术参数

型号	有效加热器/mm	装炉量/kg	最高温度/℃	加热功率/kW	气冷压强/Pa
HZR-24	450×300×300	100	700	24	2×10^5
HZR-35	600×400×300	200		35	
HZR-50	900×600×450	300		50	
HZR-80	900×600×600	500		80	
WZH-20	300×200×200	20	700	15	2×10^5
WZH-45	670×450×400	150		40	
WZH-60	900×600×600	500		80	
ZR-30	620×420×300	120	700	30	
ZR-48	1 000×600×450	300		48	

2）RHCV 型真空回火炉　工件在该炉中性气氛如氮气、氮氢混合气或氩气中回火。其技术参数见表4.2-20。

表 4.2-20　RHCV 型真空回火炉技术参数

型　号	有效加热区/mm	最高温度/℃	加热功率/kW	温度均匀性/℃	极限真空度/Pa
RHCV304560	300×450×600	750	32	±3	1
RHCV506090	500×600×900		80		
RHCV7070116	700×700×1 160		110		

6　真空渗碳炉

1）ZCT、WZST、HZTC 型双室真空渗碳炉　该炉是在双室油淬真空炉的基础上，结合真空渗碳工艺的特点发展起来的炉型。与双室油淬真空炉不同之处是加热室增加了渗碳搅拌装置和渗碳供气系统和碳黑处理系统。其技术参数见表4.2-21。

表 4.2-21　ZCT、WZST、HZTC 型真空渗碳炉技术参数

型　号	有效加热区/mm	装炉量/kg	最高温度/℃	加热功率/kW	压升率/$Pa\cdot h^{-1}$
ZCT-65	620×420×300	100	1 300	65	0.67
ZCT-100	1 000×600×400	300		100	
WZCT-30	450×300×330	60	1 300	40	0.67
WZCT-45	670×450×400	120		63	
WZCT-60	900×650×450	210		100	
HZTC-65	600×400×300	120	120	65	0.67
HZTC-100	900×600×400	300	300	100	

2）VC 型双室真空渗碳炉　其技术参数见表4.2-22。

表 4.2-22　VC 型双室真空渗碳炉技术参数

型号	有效加热区/mm	装炉量/kg	炉温/℃	真空度/Pa	功率/kW	渗碳气流量/$m^3\cdot h^{-1}$	一次充氮/m^3	冷却水流量/$m^3\cdot h^{-1}$
VC-40	610×920×610	420	1 000	25	155	1.5	16	14
VC-50	760×1 220×610	660			215	2.0	18	16

7　真空钎焊炉

真空钎焊炉主要用于飞机部件、汽车部件、电子通信部件、压缩机部件、家用电器、板翅式换热器以及各种散热器的铝钎焊、铜钎焊和不锈钢钎焊。以下为两台大型真空钎焊炉的技术数据。

1）ZR-1416-8 型大型铝真空钎焊炉　主要用于铝板翅式换热器的真空钎焊。该设备的主要技术参数为：

有效加热区尺寸（长×宽×高）/mm
6 500×1 450×1 800
装炉量/kg　14 600
额定工作温度/℃ 650
极限真空度/Pa　1×10^{-3}
炉温均匀度/℃　±4
加热功率/kW　1 620
该炉实现计算机控制。

2）HZH3 型三室半连续式铝真空钎焊炉　该炉是三室半连续式铝真空钎焊炉，主要用于汽车水箱、空调器的蒸发器、冷凝器、柴油机中的中冷器、机油冷却器及波导管等的铝真空钎焊。其主要技术参数为：

有效加热区尺寸（长×宽×高）/mm
1 800×400×1 600
装炉量/kg　600
最高温度/℃
　钎焊室　700
　预热室　350
炉温均匀度/℃　±4
极限真空度/Pa
　钎焊室　6.6×10^{-4}
　预热室　4×10^{-1}
　冷却室　4×10^{-1}
操作周期/min　40
加热功率/kW
　钎焊室　180
　预热室　70

该设备由加热室、钎焊室、冷却室、中间真空隔热阀及工件传送机构等部分组成。

8　真空烧结炉

真空烧结主要用于金属粉末制品、金属注射型制品、硬质合金、陶瓷、钕铁硼、不锈钢无纺布等的烧结。真空烧结炉与真空热处理炉的结构基本相同，只是根据烧结工艺做适当的改动。

1）HZS 型双联真空烧结炉　HZS 型炉有两台相同的烧结炉，共用一套抽真空系统和电气控制系统；在操作时，两炉分别用于加热和冷却，相互交替使用。该型炉具有在同一炉内一次完成脱脂、预烧结和烧结的功能。该炉结构见图4.2-8，其技术参数见表4.2-23。

2）VPS、VS、ZS 型真空烧结炉　该型炉是单室外循环加压气冷真空烧结炉。需配置高真空大抽速的真空机组，方能满足钕铁硼烧结工艺的要求。该炉结构与单室外循环加压

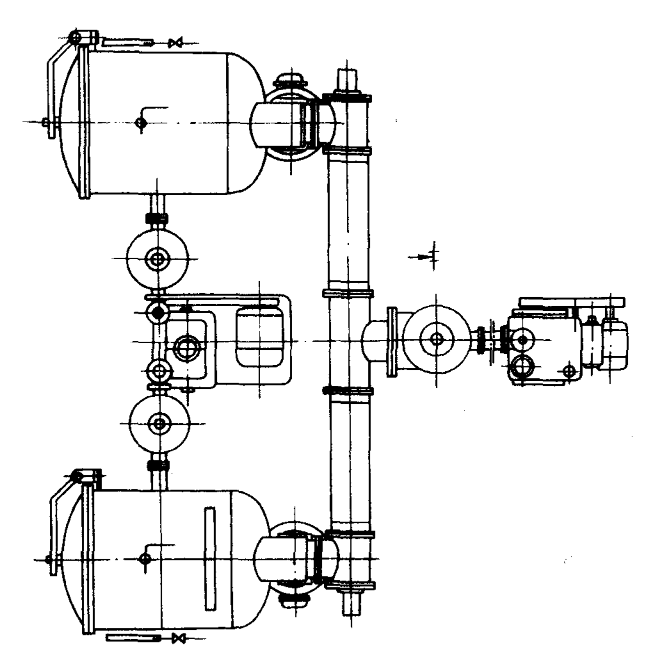


图 4.2-8 HZS 型双联真空烧结炉

表 4.2-23 HZS 双联真空烧结炉

型号	有效加热区/mm	装炉量/kg	最高温度/℃	加热功率/kW	极限真空度/Pa
HZS-50	500×250×250	60	1 600	50	6.6×10^{-3}
HZS-70	600×350×350	100		70	
HZS-120	900×450×450	200		120	

气淬真空炉相同，其技术参数见表 4.2-24。

表 4.2-24 VPS、VS、ZS 型真空烧结炉技术参数

型号	有效加热区/mm	装炉量/kg	最高温度/℃	冷却时间/min
VPS-30	400×250×180	30	1 300	≤20
VPS-50	500×300×200	50		
VPS-150	800×450×400	150		
VS-20R	350×200×200	20	1 300	≤20
VS-50R	500×300×300	50		
VS-150R	600×400×400	150		
ZS-30	350×250×180	30	1 300	≤20
ZS-50	500×300×250	50		
ZS-150	650×400×400	150		

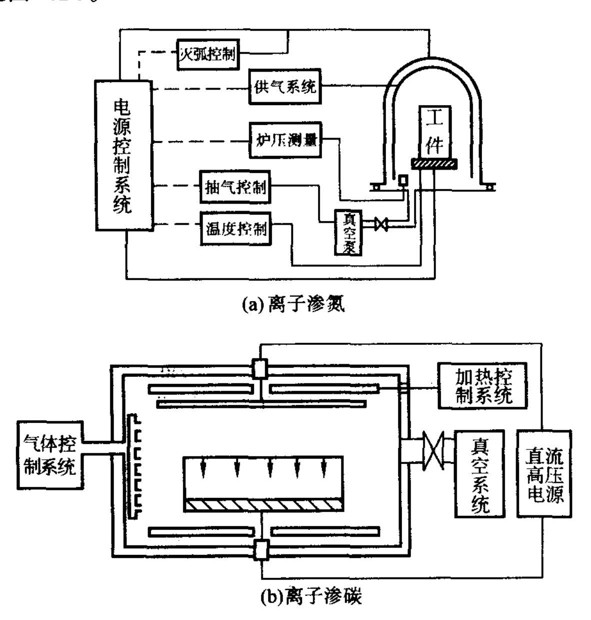
9 台车式真空炉

这种真空炉是为了特殊应用而设计的，有多种规格。

10 等离子热处理炉

等离子热处理炉是依靠气体辉光放电和离子轰击的方法来获得活性离子并加热工件，使氮、碳或其他元素渗入工件表面的化学热处理工艺设备。它具有渗入速度快、表面相结构容易控制、零件畸变小、能源节省及无污染等优点。

等离子热处理炉由真空炉体、电源控制系统、供气系统及真空获得系统等部分组成。对于多炉体或组合生产线，还有电源切换系统或机械移动结构。等离子轰击热处理炉原理见图 4.2-9。



(a) 离子渗氮

(b) 离子渗碳

图 4.2-9 等离子轰击热处理炉原理框图

等离子热处理炉按炉体形成分为：吊挂工件的深井式炉，堆放工件的钟罩式炉，既可吊挂又可堆放的综合式炉和侧端开门的卧式炉。

按控制方式分为：①普通型炉，它通过手动操作供气流量和抽气阀门控制炉内压强，升温时以手动方式控制功率，保温时以 PID 方式自动控制；②自动型炉，一般采用程序控制器控制流量、阀门以及功率。工艺参数也由微机储存和控制。

按加热方式分为：有单一辉光放电离子轰击加热和增加辅助电源加热两种炉型。

按辉光放电电源类型分为：直流电源、直流斩波电源和逆变脉冲电源、高频脉冲电源三种炉型。

1）离子渗氮炉　LD 型离子渗氮炉技术参数见表 4.2-25。

表 4.2-25 LD 型离子渗氮炉技术规格表

型号	额定电流/A	额定电压/V	相数	最高工作温度/℃	炉腔或空阀尺寸/mm	外形尺寸/mm	装炉量/kg	备注
LD2-25	25	380	3	650	ϕ810×800	ϕ1 240×2 000	1 600	堆放普通型
LD2-25B	25	380	3	650	ϕ810×800	ϕ1 240×2 000	1 600	堆放半自动型
LD2-50	50	380	3	650	ϕ1 060×1 100	ϕ1 557×2 350	2 730	堆放普通型
LD2-50B	50	380	3	650	ϕ1 060×1 100	ϕ1 557×2 350	2 730	堆放半自动型
LD2-50J	50	380	3	650	ϕ770×1 720	ϕ1 240×2 695	2 270	井式普通型
LD2-50JB	50	380	3	650	ϕ770×1 720	ϕ1 240×2 695	2 270	井式半自动型

续表 4.2-25

型号	额定电流/A	额定电压/V	相数	最高工作温度/℃	炉腔或空阀尺寸/mm	外形尺寸/mm	装炉量/kg	备注
LD2-50Z	50	380	3	650	ϕ770×1 720	ϕ1 240×2 695	2 350	堆吊综合普通型
LD2-502B	50	380	3	650	ϕ770×1 720	ϕ1 240×2 695	2 350	堆吊综合半自动型
LD2-100	100	380	3	650	ϕ1 300×1 340	ϕ1 875×2 800	5 000	堆放普通型
LD2-100B	100	380	3	650	ϕ1 300×1 340	ϕ1 240×3 710	5 000	堆放半自动型
LD2-100J	100	380	3	650	ϕ770×2 720	ϕ1 670×5 200	3 010	井式普通型
LD2-100JB	100	380	3	650	ϕ770×2 720	ϕ2 400×3 350	3 010	井式半自动型
LD2-150JB	150	380	3	650	1 000×4 000	1 100×800×1 400	5 500	井式半自动型
LD2-500B	500	380	3	650	1 700×1 600		11 000	堆放半自动型
LTD-10	10	380	3	950	360×360		1 000	液压升降

微机控制全自动离子渗氮炉可以一套电源配一套，也可以一套电源配两套炉体，交替进行辉光放电处理工件。微机可以储存多套离子渗氮工艺程序，控制全部过程，包括起辉清理－升温（在升温过程中炉压相应进行调节）－保温（达到保温设定值时，炉压也相应到达设定值）－到时停炉。还可以自动控制起辉和灭弧，以及升温的速度。

LDZ 型微机控制自动离子渗氮炉的技术规格如表 4.2-26。

表 4.2-26 微机控制全自动离子渗氮炉技术参数

型号	额定功率/kW	工作空间尺寸/mm	额定温度/℃
LDZ-25	25	ϕ900×900	650
LDZ-50	50	ϕ900×1 800	
		ϕ1 100×1 100	
LDZ-100	100	ϕ900×2 800	
		ϕ1 400×1 400	
LDZ-150	150	ϕ2 000×2 000	
LDZ-200	200	ϕ2 200×2 200	
LDZ-300	300	ϕ3 000×4 000	

2）真空离子渗碳高压气淬炉　HZTQ 型真空离子渗碳高压气淬炉，既可用于离子渗碳或真空高压气淬，还能够在同一炉内完成从离子渗碳到高压气淬等各个工艺过程。该炉由高压炉体、加热室、强制对流冷却系统、渗碳气供给系统、真空系统、电气控制系统和直流电源等部分组成。HZTQ 型真空离子渗碳高压气淬炉技术参数见表 4.2-27。

表 4.2-27 HZTQ 型真空离子渗碳高压气淬炉技术参数

序号	有效加热区尺寸/mm	最高温度/℃	加热功率/kW	直流电源功率/kW	压升率/$Pa\cdot h^{-1}$	气冷压强/Pa
1	600×400×400	1 300	80	25	0.67	5×10^5
2	900×600×600		150	50		
3	1 100×700×700		200	50		

双室真空离子渗碳炉可以在同一个炉内完成离子渗碳和油淬工艺过程，该炉由炉体、加热室、真空闸阀、冷却室、淬火油槽、真空系统、渗碳气供给系统、电气控制系统及直流电源等部分组成。ZLSC 型双室真空离子渗碳炉技术参数见表 4.2-28，FIC 型真空离子渗碳炉技术参数见表 4.2-29。

表 4.2-28 ZLSC 型双室真空离子渗碳炉技术参数

型号	有效加热区尺寸/mm	最高温度/℃	加热功率/kW	直流电源功率/kW	压升率/$Pa\cdot h^{-1}$
ZLSC-60A	500×350×300	1 300	45	15	0.67
ZLT-30	450×300×250	1 300	30	20	
ZLT-65	620×420×300	1 300	65	25	0.67
ZLT-100	1 000×600×410	1 300	100	50	
HZCT-65	600×400×300	1 300	65	25	0.67
HZCT-100	900×600×410	1 300	100	50	

表 4.2-29 FIC 型真空离子渗碳炉技术参数

型号	FIC-45	FIC-60	FIC-75
有效加热区/mm	450×675×300	600×900×400	750×1 125×500
装炉量/kg	200	400	650
最高温度/℃	1 150	1 150	1 150
处理时间/h	2	2.5	3
极限真空度/Pa	10^{-1}	10^{-1}	10^{-1}
冷却水消耗量/$m^3\cdot h^{-1}$	5	8	10
C_3H_8 消耗量/$L\cdot min^{-1}$	5	10	13
N_2 消耗量/$m^3\cdot$次$^{-1}$	3.5	4.5	6
淬火油量/m^3			

3）离子渗金属炉　离子渗金属炉是将需要渗入的固态金属或合金在中间层辉光放电，利用双层辉光的电位差及溅射，使内层辉光放电的工件表面形成沉积层、固溶层或沉积固溶层。表面的渗层成分可以为 0～100% 金属或合金材料，渗层厚度可达 1 mm。渗入金属可以为 W、Mo、Ti、Zr、Cr、Pb、Pt 等单元素，也可以进行 W-Mo、Cr-Zr、W-Mo-Cr、Cr-Zr-Ti 等二元或多元共渗。离子渗金属炉技术参数见表 4.2-30。

表 4.2-30　双层辉光离子渗金属炉技术参数

项　　目	参　　数
加热室有效尺寸/mm	1 000 × 500 × 300（长 × 宽 × 高）
处理最大钢板平面尺寸/mm	500 × 1 000
处理锯条最大容积/mm × mm × mm	1 000 × 500 × 300
最大装炉量/kg	150
工件最高处理温度/℃	1 100
源极最高工作温度/℃	1 300
控制精度/℃	±5
冷炉极限真空度/Pa	0.4
1 100℃热炉真空度/Pa	2.67
压升率/Pa·min^{-1}	0.67×10^{-3}
工作气压/Pa	13.33（真空仪表读数）
升温时间/min（升至 1 100℃）	满装炉升温时间 180
辉光电源功率/kW	100
交流加热电源功率/kW	30

编写：佟晓辉（北京机电研究所）
郑仲瑜（北京机电研究所）

第 3 章 热处理电阻炉

1 热处理电阻炉结构

热处理电阻炉主要有如下几项组成。

(1) 炉架和炉壳

炉架的作用是承受炉衬和工件载荷以及支撑炉拱的侧推力。炉架通常用型钢焊接成框架，型钢的型号随炉子大小、炉衬材料和结构而异。轻质耐火砖和耐火纤维炉衬的应用，大大地减轻了炉架的负荷。

炉壳的作用是保护炉衬，加固炉子结构和保持炉子的密封性，通常是用钢板复贴在钢架上焊接而成。对小型电阻炉，也可不设炉架，用厚钢板焊接成炉壳，同时起钢架的作用。炉壳钢板厚度一般取 2 ~ 6 mm，炉底用较厚钢板，侧壁用较薄的钢板制作。空气介质炉的炉壳一般采用断续焊接，可控气氛炉采用连续焊接。

(2) 炉衬

炉衬的作用是保持炉膛温度、造成炉膛良好的温度均匀度和减少炉内热量的散失。炉衬也应减少自身的储蓄热。炉衬由炉底、炉壁、炉顶组成。电阻炉衬多用轻质耐火砖（密度 400 ~ 1 000 kg/m^3）和耐火纤维砌筑，只有在需特别加固和支撑的部位才采用重质砖。

1) 炉底　炉底的结构受电热元件安装方式、炉底板、导轨和炉内传动装置的影响。

通常箱式电阻炉炉底结构是炉底外壳钢板上用保温材料，在其上面平铺 1 ~ 2 层保温砖，之后再铺一层轻质砖，其上安置支撑炉底板或导轨的重质砖和电热元件搁砖。采用辐射管电热元件的炉子，炉底常用耐火纤维预制块铺设。炉底设有导轨的炉子，炉底应考虑导轨的支撑和固定。

2) 炉墙　中温炉的炉墙一般分两层，内层为耐火砖，常用轻质砖，外层为保温砖。

高温炉炉壁常采用三层，内层用高铝砖；中间层用轻质黏土砖；外层用保温砖。低温炉常采用在双层钢板内填保温材料的结构。耐火纤维的应用，使炉衬结构多样化，有全纤维炉衬、复合纤维炉衬，以及在砖墙中加纤维夹层等形式，炉衬厚度也相应减薄。确定炉衬厚度的基本原则是保证炉外壳温度不超过许可的温升（一般为 50 ~ 60℃）。中温炉炉衬不同材料厚度的组合炉墙的结构还应根据电热元件的支撑方式进行设计。耐火纤维炉衬的结构有衬面粘贴、层铺、叠铺等型式。

炉墙砌筑应以炉子中心为基准，砖缝要错开，炉墙转角处相互咬合，保证整体结构强度。炉墙每米长度留 5 ~ 6 mm 膨胀缝，各层间膨胀缝应错开，缝内填入马粪纸或纤维，炉温低于 800℃的炉墙可不设膨胀缝。

3) 炉顶　炉顶结构形式主要有拱顶和平顶两种形式，少数大型炉用吊顶，砖砌的热处理炉大多采用拱顶。耐火纤维炉衬常用预制耐火纤维块作平顶。

一般箱式炉为拱顶结构，拱顶的同心角称为拱角，一般采用 60°，拱顶跨度较大且 < 3.94 m 时采用 90°。拱顶重力及其受热时产生的膨胀力形成侧推力作用于拱角上，拱顶采用与拱角相应的楔形砖砌筑，其上再铺或砌以轻质保温材料，拱角则用密度为 1.0 ~ 1.3 g/cm^3 的拱角砖砌筑，拱顶灰缝不大于 1.5 mm，拱顶砖斜面应与拱角相适应，不得用加厚灰缝或砍制斜面的办法找平。拱角砖与拱脚之间必须撑实，拱顶应从两边拱脚分别向中心对称砌筑。跨度小于 3 m 的拱顶应在中心打入一锁砖；跨度超过 3 m，应均匀打入三块锁砖，锁砖插入深度为砖长的 2/3，然后用木槌打入。拱角砖的侧面紧靠拱角梁，以支撑侧推力。

(3) 炉口装置

炉口装置包括炉门（炉盖）、炉门导板（炉面板）和压紧机构，有时还设有密封辅助装置。

炉口装置在保证装出料要求的前提下，炉口应密封好、有足够的保温能力，热损失小，保持炉前区有良好的温度均匀度。炉门应大于炉口，通常炉门与炉口每边重叠 65 ~ 130 mm。对可控气氛炉，炉口应严格密封。

炉门外壳一般用灰铸铁铸造，或用钢板焊成，应对焊缝进行去应力退火，以减少使用时炉门变形。炉门热面砌轻质砖，外层加保温砖，或用耐火纤维预制块砌筑。

炉门框和炉盖板为防止炉口受热发生弯曲变形，常用铸铁或铸钢制成，或用耐热钢制作，有时还架设水套。为防止炉口火焰或热辐射直接传给炉门框，炉口的四周常为耐火砖砌体，即炉门框从炉口向外退缩一定距离，约 50 ~ 80 mm。炉门框在炉口一侧还需间隔开膨胀缝，以防受热膨胀变形。

炉门密封压紧最常用的方法是利用炉门自身落下压紧，当炉门落下时，设在炉门两侧的楔铁或滚轮滑入炉门框上的楔形滑槽或滑道沟内，炉门越向下，炉门越压紧炉面板。在炉门面板与炉门之间装有石墨石棉盘根。还有利用斜炉门靠炉门自重向里的水平分力压紧。对密封要求较严格的炉口装置，需借人力或机械力进行压紧。常用的人力压紧装置是借凸轮、螺杆或连杆机构压装。机械力密封装置常用的有借气缸推拉力把炉门推下，借斜炉门自重压紧或推动曲柄连杆压紧。也有借弹簧力拉动曲柄连杆机构将炉门压紧。对于耐火纤维炉口应防止炉门升降时将其拖坏，通常用定向轨道来解决。炉门侧边的滚轮沿轨道升降，而轨道仅在炉门落下的终点（两个滚轮有两个点）向内弯曲使炉门压紧炉门框，其余位置，离开炉框，与耐火纤维炉口分离。

2 普通型箱式电阻炉

普通型间隙式箱式电阻炉是一个单一炉膛，炉前端有一个炉门的炉子。电阻炉结构见图 4.3-1。这类炉子的国家标

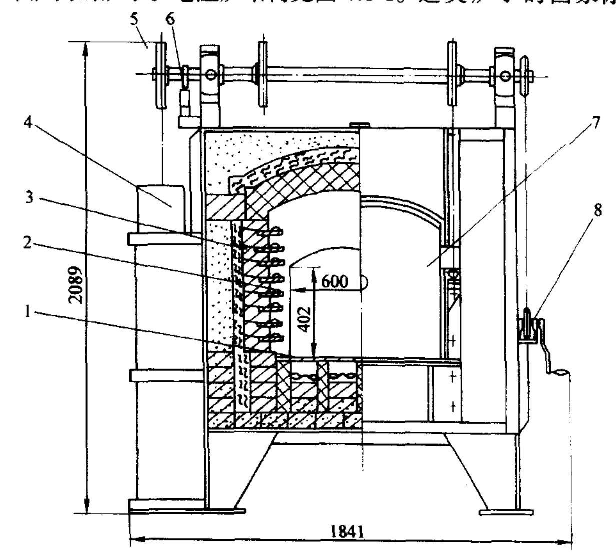


图 4.3-1　45 kW 中温箱式电阻炉

1—炉底板；2—电热元件；3—炉衬；4—配重；5—炉门升降机构；6—限位开关；7—炉门；8—链轮

准产品有中温箱式电阻炉、金属电热元件的高温箱式电阻炉、碳化硅电热元件的高温箱式电阻炉。这类炉子的炉料一般在空气介质中加热，无装出料机械化装置，供小批量的工件淬火、正火、退火等常规热处理之用。技术参数见表4.3-1和表4.3-2。

表4.3-1 普通型箱式电阻炉技术参数

型号	名称	额定功率/kW	最高工作温度/℃	炉膛尺寸/mm	最大装载量/kg	备注	型号	名称	额定功率/kW	最高工作温度/℃	炉膛尺寸/mm	最大装载量/kg	备注
RX3-15-9	950℃箱式电阻炉	15	950	300×650×250	80	单相	RX5-80-6	箱式电阻炉	80	650	1 060×1 060×600	2 000	
RX3-30-9	950℃箱式电阻炉	30	950	450×950×350	200		RX5-70-7	高温回火炉	70	700	600×900×450	420	
RX3-45-9	950℃箱式电阻炉	45	950	600×1 200×450	400		RX5-30-9	箱式电阻炉	30	950	300×600×250	80	有炉罐
RX3-60-9	950℃箱式电阻炉	60	950	750×1 500×450	700		RX5-40-9Q	箱式电阻炉	40	950	370×400×250	60	有炉罐
RX3-75-9	950℃箱式电阻炉	75	950	900×1 800×550	1 200		RX5-60-9Q	贯通式马弗退火炉	60	950	600×800×200	80	有炉罐
RX3-20-12	1 200℃箱式电阻炉	20	1 200	300×650×250	50	单相	RX5-80-9Q	箱式电阻炉	80	950	900×1 800×460（炉膛）		科盘：650×750（2只）
RX3-45-12	1 200℃箱式电阻炉	45	1 200	450×950×350	100		RX5-22-6Q	保护气氛回火炉	22	650	350×650×330		
RX3-60-12	1 200℃箱式电阻炉	60	1 200	600×1 200×400	200		RX5-25-11Q	保护气氛奥氏体化加热炉	25	1 100	350×650×200		
RX3-90-12	1 200℃箱式电阻炉	90	1 200	750×1 500×450	400		RX5-280-10	280 kW箱式加热电阻炉	280	1 050	1 400×3 200×1 000		无炉底板
RX3-115-12	1 200℃箱式电阻炉	115	1 200	900×1 800×550	600		RX5-165-12	热压板材加热炉	165	1 200	1 400×1 500×650		
RX5-35-3	低温回火炉	35	350	600×900×450	420		RX5-180-12	高温箱式炉	180	1 200	1 500×2 500×600		
RX5-90-3	低温钎焊炉	90	375	460×4 000（工作平台）		350 kg/h	RX5-240-12	贯通式高温箱式炉	240	1 200	1 000×5 800×400		
RX5-36-4	双室加热电阻炉	36	450	600×1 000×400（单室）		160 kg/h	RX5-900-12	900 kW高温箱式电阻炉	900	1 200	2 200×3 500×2 200		
RX5-180-5	铝合金淬火加热炉	180	550	1 500×1 500×1 550	1 000		RX5-205-12	高温电阻炉	205	1 250	1 000×3 000×550	2 500	
RX5-30-6	箱式电阻炉	30	650	600×1 200×400（炉膛）			RX5-30-13	30 kW高温箱式电阻炉	30	1 300	300×600×225	50	单相
RX5-45-6Q	有炉箱罐式电阻炉	45	650	520×1 100×360	300	有炉罐	RX5-50-13	50 kW高温箱式电阻炉	50	1 300	375×750×300	150	
RX5-66-6	回火炉	66	650	750×1 200×600	650		RX5-76-13	高温箱式电阻炉	76	1 300	600×1 100×400		
RX5-70-6	高温回火炉	70	650	600×900×450	420		RX3-225-13	高温箱式电阻炉	225	1 300	650×5 000×500		

表 4.3-2　普通型箱式电阻炉（保护气氛）技术参数

型　号	名　　称	额定功率/kW	最高工作温度/℃	炉膛尺寸/mm	最大装载量/kg	备注
RX3-15-9Q	950℃箱式电阻炉	15	950	300 × 650 × 250	80	单相
RX3-30-9Q	950℃箱式电阻炉	30	950	450 × 950 × 350	200	
RX3-45-9Q	950℃箱式电阻炉	45	950	600 × 1 200 × 400	400	
RX3-60-9Q	950℃箱式电阻炉	60	950	750 × 1 500 × 450	700	
RX3-75-9Q	950℃箱式电阻炉	75	950	900 × 1 800 × 550	1 200	
RX3-20-12Q	1 200℃箱式电阻炉	20	1 200	300 × 650 × 250	50	单相
RX3-45-12Q	1 200℃箱式电阻炉	45	1 200	450 × 950 × 350	100	
RX3-60-12Q	1 200℃箱式电阻炉	60	1 200	600 × 1 200 × 400	200	
RX3-90-12Q	1 200℃箱式电阻炉	90	1 200	750 × 1 500 × 450	400	
RX3-115-12Q	1 200℃箱式电阻炉	115	1 200	900 × 1 800 × 550	600	

3　台车式电阻炉

这类炉子的炉底为一个可移动台车的箱式电阻炉，它适用于处理较大尺寸的工件。台车炉见图 4.3-2。技术参数见表 4.3-3。

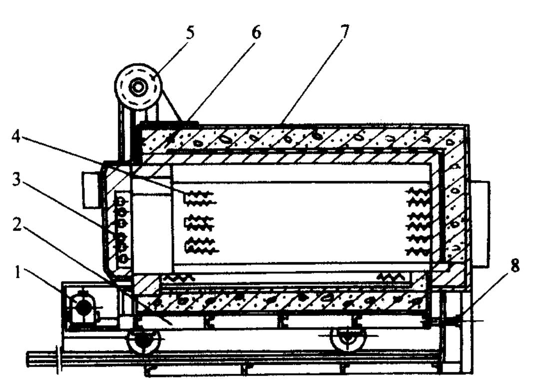


图 4.3-2　台车式电阻炉结构
1—台车驱动机构；2—台车；3—炉门；4—加热元件；5—炉门机构；6—炉衬；7—炉壳；8—台车接线板

台车炉的炉架和炉壳的结构与箱式电阻炉基本相同，但由于台车需拖出，台车炉前端无下横梁，易发生炉架变形，因此炉架应固定在地基上。

炉面板应与炉口砖错位，即炉口砖突出，并有足够的砖厚，以减少炉面板受热变形。炉面板炉口边缘也应开较大较长的膨胀缝。

台车炉的炉衬与箱式电阻炉基本相同。由于台车与炉衬不接触，因此炉衬更宜采用耐火纤维结构。小型台车炉炉口装置与一般电阻炉相似，大型台车炉宽度大，炉门必须有足够的刚度，炉门内衬多采用纤维砌筑。

台车钢架应依据载荷计算确定。驱动装置多数安装在台车前部，驱动台车行走。行走装置多为车轮式，有密封轴承结构和半开式轴承结构，因前者轮轴润滑困难，而常用后者。

台车与炉体间的常规密封方法是砂封结构，台车式炉的电热元件一般采用触头通电，台车尾部设 3 ~ 6 个固定触头，炉体下部安设 3 ~ 6 个带弹簧压紧的触口，台车进入炉膛后触头能很好地插入触口。双台车式炉一般在台车两侧前下部装设插条，炉体前下侧装插口，台车进入炉膛后插条与插口接触而通电。

表 4.3-3　台车式电阻炉技术参数

型　号	名　　称	额定功率/kW	最高工作温度/℃	工作区尺寸/mm	最大装载量/kg	原型号	备注
RT2-65-9	台式电阻炉	65	950	550 × 1 100 × 450	1 000		
RT2-105-9	台式电阻炉	105	950	800 × 1 500 × 600	2 500		
RT2-180-9	台式电阻炉	180	950	1 050 × 2 100 × 750	5 000		
RT2-320-9	台式电阻炉	320	950	1 350 × 3 000 × 950	12 000		
RT3-150-9	150 kW 台式电阻炉	150	950	1 000 × 2 000 × 700		SL68-57	500 kg/h
RT3-180-9	台式电阻炉	180	950	800 × 3 000 × 600	4 000	SL84-222	
RT3-190-9	190 kW 台式电阻炉	190	950	1 200 × 2 100 × 750	5 000	SL92-371	
RT3-288-9F	台式电阻炉	288	950	1 300 × 2 500 × 1 000	10 000	SL89-295	带风扇
RT3-320-9	台式电阻炉	320	950	3 000 × 1 500 × 950	12 000	SF124-93	
RT3-600-9	600 kW 台式电阻炉	600	950	2 500 × 5 000 × 1 000	20 000	SL70-98	
RT3-130-3	台式电阻炉	130	350	900 × 1 500 × 1 150	3 000	SL94-419	
RT3-55-4	台式电阻炉	55	450	1 300 × 2 000 × 1 200	1 000	SL95-423	
RT3-180-6	台式电阻炉	180	600	650 × 1 300 × 650	3 000	SL95-421	
RT3-100-6	650℃台式电阻炉	100	650	1 400 × 1 400 × 700		SL90-316	

续表 4.3-3

型　号	名　　称	额定功率/kW	最高工作温度/℃	工作区尺寸/mm	最大装载量/kg	原型号	备注
RT3-110-6	台式电阻炉	110	650	1 400 × 1 400 × 700	5 000	SL94-410	
RT3-550-6	台式电阻炉	550	650	2 500 × 6 000 × 2 000	40 000	RT6-250 × 600	
RT3-300-7	台式电阻炉	300	750	3 000 × 1 700 × 1 300		SL123-93	
RT3-150-9A	台式电阻炉	150	900	950 × 1 800 × 700	3 000	SL94-394	
RT3-65-11	台式电阻炉	65	1 100	550 × 1 100 × 450	1 000	SL87-263	
RT3-105-11	台式电阻炉	105	1 100	800 × 1 500 × 600	2 500	SL87-256	
RT3-145-11	1 100℃台式电阻炉	145	1 100	800 × 1 500 × 600	2 500	SL84-225	

4　井式电阻炉

普通炉子均有一个井式炉膛，且炉内不设风扇的电阻炉。国家标准产品有中、高温井式电阻炉。它主要用于长杆工件在空气介质中加热，或加密封措施用作通保护气体保护加热，技术参数见表 4.3-4。

表 4.3-4　井式电阻炉技术参数

型　号	名　　称	额定功率/kW	最高工作温度/℃	工作区尺寸/mm	最大装载量/kg	原型号	备　注
RJ2-25-6	650℃井式电阻炉	25	650	ϕ400 × 500	150		
RJ2-35-6	650℃井式电阻炉	35	650	ϕ500 × 650	280		
RJ2-55-6	650℃井式电阻炉	55	650	ϕ700 × 900	400		
RJ2-75-6	650℃井式电阻炉	75	650	ϕ950 × 1 200	1 000		
RJ2-30-9	井式电阻炉	30	950	ϕ450 × 800	230	J2-30	
RJ2-70-9	井式电阻炉	70	950	ϕ600 × 2 500	1 580	J2-70	
RJ3-280-9	280 kW 井式淬火电阻炉	280	950	ϕ850 × 4 500	1 000	SL70-74	
RJ3-400-9	400 kW 井式电阻炉	400	950	ϕ1 000 × 5 500	10 000	SL80-174	
RJ3-440-9	440 kW 井式电阻炉	440	950	ϕ1 000 × 10 000		SL74-127	
RJ3-690-9	坑式电阻炉	690	950	ϕ3 000 × 2 500	10 000	SL81-182	
RJ3-55-9	井式电阻炉	55	950	ϕ850 × 1 000		SL95-469	
RJ3-65-9	ϕ600 mm × 1 600 mm 井式电阻炉	65	950	ϕ600 × 1 600		SL95-458	
RJ3-90-9	90 kW 井式加热电阻	90	950	ϕ1 100 × 1 200		SL69-81	
RJ3-90-9A	井式电阻炉	90	950	ϕ600 × 1 900		SL85-233	ϕ400 mm × 1 900 mm（坩埚）
RJ3-100-9	100 kW 井式电阻炉	100	950	ϕ600 × 3 000	2 000	SL80-175	
RJ3-100-9	950℃井式电阻炉	110	950	ϕ1 250 × 1 500	500	SL93-386	
RJ3-120-9	120 kW 井式电阻炉	120	950	ϕ1 000 × 1 500	1 300	SL71-102	
RJ3-140-9	140 kW 井式电阻炉	140	950	ϕ650 × 4 000		SL71-107	
RJ3-180-9	井式电阻炉	180	950	ϕ800 × 3 500	2 000	SL94-417	
RJ3-200-9	ϕ0.6 m × 6 m 井式电阻炉	200	950	ϕ600 × 6 000	3 000	SL81-176	
RJ3-200-9A	200 kW 井式电阻炉	200	950	ϕ1 000 × 5 000		SL92-372	
RJ3-210-9	ϕ1 m × 4 m 井式电阻炉	210	950	ϕ1 000 × 4 000		SL90-319	
RJ3-600-6	600 kW 井式回火电阻炉	600	600	ϕ1 800 × 5 500	20 000	SL68-62	
RJ3-35-6	低温井式电阻炉	35	650	ϕ300 × 600 × 460		SL90-317	
RJ3-84-6	井式回火炉	84	650	ϕ1 000 × 1 220		SL94-398	
RJ3-600-6A	600 kW 坑式回火电阻炉	600	650	ϕ3 000 × 1 200	15 000	SL80-173	
RJ3-600-6B	600 kW 坑式电阻炉	600	650	ϕ3 000 × 2 500	10 000	SL81-186	
RJ3-280-7	280 kW 井式回火电阻炉	280	700	ϕ850 × 4 500	1 000	SL70-95	
RJ3-25-8	800℃井式电阻炉	25	800	ϕ400 × 500		SL87-260	
RJ3-39-8	800℃井式电阻炉	39	800	ϕ500 × 650		SL87-254	

续表 4.3-4

型 号	名 称	额定功率/kW	最高工作温度/℃	工作区尺寸/mm	最大装载量/kg	原型号	备 注
RJ3-55-8	800℃井式电阻炉	55	800	ϕ700×900		SL87-261	
RJ3-75-8	800℃井式电阻炉	75	800	ϕ950×1 200		SL87-262	
RJ3-180-8	180 kW井式电阻炉	180	850	ϕ1 500×2 000	2 500	SL65-26	
RJ3-2500-10	大型井式电阻炉	2 500	1 000	ϕ1 800×30 000（炉膛）	150 000	SL65-19	
RJ3-2500-10A	ϕ2.3 m×20 m井式电阻炉	2 500	1 000	ϕ2 400×20 000（炉膛）	180 000	SL66-39	
RJ3-2480-10	ϕ6 m×6 m井式电阻炉	2 480	1 000	ϕ6 000×6 000（炉膛）	225 000	SL74-132	
RJ3-3600-10	ϕ2.8 m×22 m井式电阻炉	3 600	1 000	ϕ2 800×22 000（炉膛）		SL74-131	
RJ3-90-11	90 kW高温井式电阻炉	90	1 100	ϕ600×2 000		SL71-106	
RJ3-120-11	井式电阻炉	120	1 150	ϕ1 200×1 500		SL94-406	
RJ3-200-12	ϕ0.8 m×3.5 m井式电阻炉	200	1 200	ϕ800×3 600		SL90-321	
RJ3-300-12	300 kW井式电阻炉	300	1 200	ϕ1 800×2 500		SL77-154	

井式渗碳炉和井式渗氮炉炉子的结构实际上是在井式炉膛中再加一密封炉罐，专为周期作业的渗碳、渗氮、碳氮共渗等所用。井式气体渗碳炉结构见图 4.3-3。

大型渗碳炉常用于深层渗碳，渗层超过 3 mm，有的甚至在 8 mm 以上。大型气体渗碳炉，其炉罐是一个套筒，插在炉底下方的密封槽内。渗氮炉也有类似结构。

深井渗氮炉主要问题是氨分解率在炉膛不同深度的均匀度，为此，有的沿深度不同部位通入氨，有的采用真空渗氮，如炉膛尺寸 ϕ400 mm×400 mm 真空渗氮炉在生产中应用，渗氮炉配合脉冲控制装置实现脉冲渗氮，对节氮有显著的作用。

井式渗碳炉和渗氮炉子结构及特性有如下四点。

1）气流循环　设在炉盖下端的风扇，借风扇中心负压力驱动炉气流向四周，把从滴注管滴入的渗剂搅动带入气流，气流在炉罐壁上受阻，沿着炉罐底，在风扇中心负压的作用下，气流经料框底的孔洞向上流入料框，把新鲜渗剂提供给工件。同时破除停滞在工件表面上非活性气体层，随之被吸入风扇心部负压区，重新进行循环。在风扇下常吊挂一个挡风板，以防止气流直接从料框上方返回风扇。

2）炉罐密封　炉盖与炉罐之间应有良好的密封。真空渗氮炉盖外缘宜加水冷橡胶圈密封。渗碳炉中动态密封较困难，常用方法有活塞环式密封、迷宫式密封、密闭式电动机密封。电动机密闭是电动机连接风扇转轴，直接压紧在炉盖上，实现完全密封。

3）炉罐及构件　料筐、导风筒、炉罐、罐底座、料筐底盘等应用耐热钢制造，通常用 CrMnN 铸钢制造，该钢最高作用温度为 950℃，限制了炉子的工作温度。炉罐也常用 Cr25Ni20 钢制造。炉罐等构件受热时会变形和膨胀，要留有膨胀的余地。

渗氮炉炉罐通常采用 0Cr18Ni9Ti 不锈钢制造，不能用普通钢板制造。普通钢板易被渗氮，使罐表面龟裂剥皮，并对氨分解起催化作用，增加氨消耗且使氨不稳定，甚至无法渗氮。

4）炉气氛供应、测量、控制装置　炉盖上配有气管或流体滴入管、排气管、测量炉温均匀度用热电偶引入管、碳（氮）势传感器插入孔或取气管、试样检查孔等。旧式井式炉实现渗碳计算机控制时应增设氧探头插入管。

井式气体渗碳炉技术参数见表 4.3-5，井式气体氮化炉技术参数见表 4.3-6。

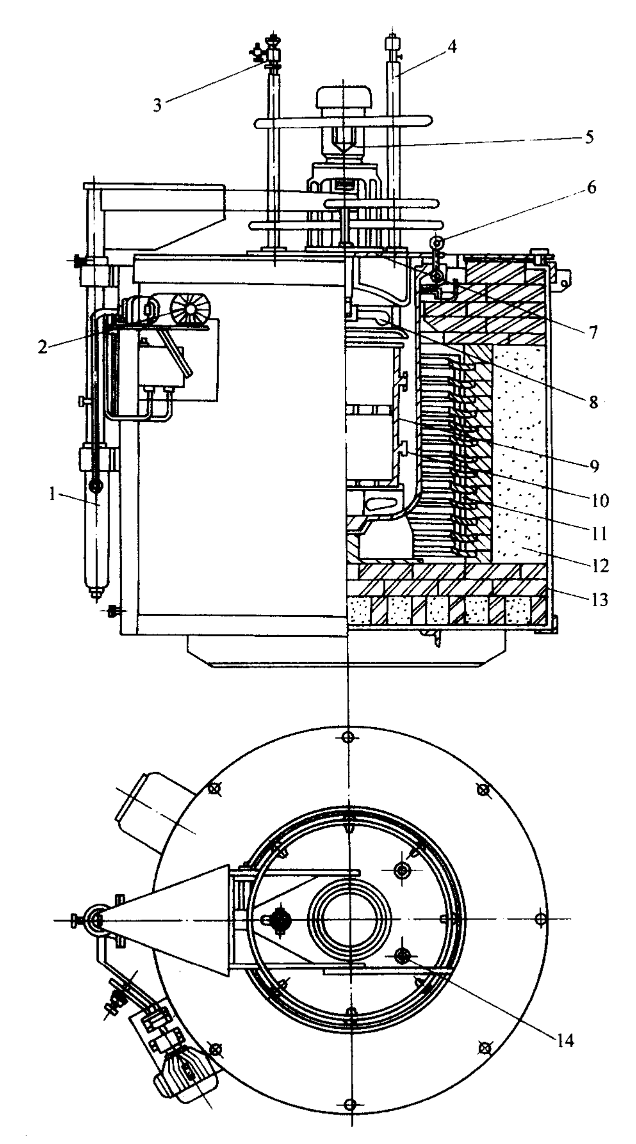


图 4.3-3　井式气体渗碳炉

1—油缸；2—电动机油泵；3—滴管；4—取气管；5—电动机；6—吊环螺钉；7—炉盖；8—风叶；9—料筐；10—炉罐；11—电热元件；12—炉衬；13—炉壳；14—试样管

表 4.3-5　井式气体渗碳炉

型　号	名　称	额定功率/kW	最高工作温度/℃	炉膛尺寸/mm	最大装载量/kg	原型号
RQ3-25-9Z	井式气体渗碳炉	25	950	ϕ300×450	50	RQ3-25-9
RQ3-35-9Z	井式气体渗碳炉	35	950	ϕ300×600	100	RQ3-35-9
RQ3-60-9Z	井式气体渗碳炉	60	950	ϕ450×600	150	RQ3-60-9
RQ3-75-9Z	井式气体渗碳炉	75	950	ϕ450×900	220	RQ3-75-9
RQ3-90-9Z	井式气体渗碳炉	90	950	ϕ600×900	400	RQ3-90-9
RQ3-105-9Z	井式气体渗碳炉	105	950	ϕ600×1 200	500	RQ3-105-9
RQ4-75-9	滴注式井式气体渗碳炉	75	950	ϕ450×900	200	SL94-395
RQ4-120-9	井式气体渗碳炉	120	950	ϕ1 000×1 200	600	SL93-379
RQ4-165-9	井式气体渗碳炉	165	950	ϕ800×1 800	1 200	SL87-270
RQ4-165-10	井式气体渗碳炉	165	1 000	ϕ1 000×1 100		SL94-397
RQ4-420-10	井式气体渗碳炉	420	1 000	ϕ2 000×2 500		RQ10-240×300

表 4.3-6　井式气体氮化炉

型　号	名　称	额定功率/kW	最高工作温度/℃	氮化罐尺寸/mm	最大装载量/kg	原型号	备注
RQ2-45-6Y	井式气体硬氮化炉	45	600	ϕ500×2 500	1 500	SL94-412	
RQ2-75-6Y	井式氮化电阻炉	75	650	ϕ650×2 000	600	SL84-224	
RQ2-100-6Y	100 kW 井式氮化电阻炉	100	600	ϕ650×4 200		SL68-58	
RQ2-120-6Y	井式气体硬氮化炉	120	650	ϕ800×3 500	200	SL94-418	
RQ2-35-6	井式气体硬氮化炉	35	650	ϕ500×650	200	SL78-157	
RQ2-60-6	井式气体硬氮化炉	60	650	ϕ700×900	400	SL79-161	
RQ2-80-6	井式气体硬氮化炉	80	650	ϕ900×1 000	600	SL80-168	
RQ2-120-6	气体软氮化炉	120	650	ϕ900×1 400	1 000	SL82-208	
RQ2-35-6	井式气体氮化炉	35	650	ϕ500×650	200		
RQ2-60-6	井式气体氮化炉	60	650	ϕ700×900	400		
RQ2-80-6	井式气体氮化炉	80	650	ϕ900×1 000	600		

5　钟罩式炉

罩式炉是一个炉底固定，炉身（带炉衬和电热元件）像一个罩子且可移动的炉子，其结构见图 4.3-4。罩式炉按结构形式、气氛和最高工作温度分为多种品种，罩式电阻炉主要用于在自然气氛或保护气氛中进行钢件的正火、退火等。

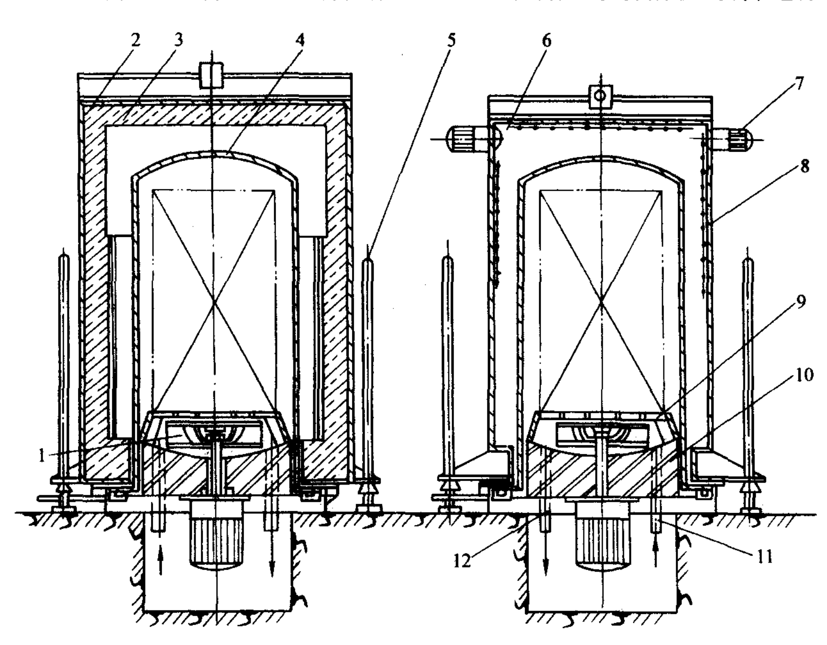


图 4.3-4　强制炉气对流的罩式退火炉结构示意图
1—风扇；2—加热罩外壳；3—炉衬；4—内罩；5—导向装置；6—冷却装置；7—鼓风装置；8—喷水系统；9—底栅；10—底座；11—充气系统；12—抽真空系统

技术参数见表4.3-7。

罩式炉炉子结构及特性有如下。

1）具有强制对流循环系统　功率强大的短轴风机是强制炉气对流的罩式炉的主要装置，它利用双速双功率电动机的特性能直接低速启动；在升温阶段高功率、高转速运行；保温阶段低功率、低转速运行；降温阶段又高功率、高转速运行。

2）抽真空系统　为防止氢保护气氛发生爆炸，有的罩式炉采用抽真空的方法排除炉内气氛。

3）内钢罩　有的罩式炉设置波纹状的淬火内罩，它可调节受热变形伸缩，加大换热面积，强化换热过程。

4）炉衬　罩式炉炉衬最好为全纤维的结构。电阻带悬挂在炉衬表面，或电阻丝螺旋穿管，悬挂在炉墙支撑上。

5）内罩冷却　在炉料冷却阶段常采用气水联合冷却系统，先用轴流风机抽气，降低内罩外表面温度，待罩内炉料温度降到200℃以后，再启动喷水系统喷水冷却。

6）进排气管设置　进、排气管安装位置的距离应尽可能拉大，常将进气口延伸到内罩顶部，排气口设在炉台的平面以下。

7）保护气用量　有资料建议在加热、保温阶段保护气用量为0.3～0.6 m^3/（mm·h）（mm为内罩周长，m^3 指标准状态时的体积），炉压控制在100～400 Pa，在排气及冷却阶段加大用气量，约为保温时的1～2倍。

为在不同工艺段通入不同的气量，有的炉子在排气管出口处安装可卸的变径接头，在加热、保温时换接上小尺寸（ϕ3～5mm）的接头，以减少通气量而不采用调节阀的办法，因为它常易出现排气不稳定，甚至发生回火现象。

8）密封炉台与内罩之间的密封采用水冷橡胶密封圈。

表4.3-7　罩式退火炉技术规格

类　型	型　号	功率/kW	电压/V	相数	最高工作温度/℃	工作区尺寸/mm	空炉升温时间/h	炉料温差/℃	最大装炉量/t	占地面积/m^2	吊钩高度/m	重量/kg
750℃系列	JL85-51	80	380	3	750	ϕ800×1 250	1.5	≤±5	3	4.4×7.7	4.8	8 500
	JL86-84	110	380	3	750	ϕ800×2 000	1.5	≤±5	5	4.4×8.5	6.8	15 430
	JL87-60	160	380	3	750	ϕ1 000×1 600	1.5	≤±5	5	5.5×9.6	6.2	13 500
	JL86-85	170	380	3	750	ϕ1 000×2 500	1.5	≤±5	8	5.5×10.5	8	18 500
	JL87-61	180	380	3	750	ϕ1 200×1 600	1.5	≤±5	8	6.7×11.5	6.35	15 500
	JL86-11	250	380	3	750	ϕ1 200×2 500	2	≤±5	10	6.7×12.4	8.15	20 000
	JL87-62	210	380	3	750	ϕ1 400×1 600	2	≤±5	12	7.8×13.4	6.5	18 500
	JL86-87	400	380	3	750	ϕ1 400×3 200	2	≤±5	20	7.8×15	9.7	23 000
	JL87-63	330	380	3	750	ϕ1 600×2 000	2.5	≤±5	22	10×16	7.4	26 000
	JL87-64	450	380	3	750	ϕ1 600×3 200	2.5	≤±5	30	10×17.2	9.8	32 000
950℃系列	JL89-31	90	380	3	950	ϕ800×1 200	1.5	≤±5	2.5	4.7×7.8	4.85	9 000
	JL89-32	110	380	3	950	ϕ800×2 400	1.5	≤±5	5	4.7×8.9	7.9	17 000
	JL89-33	170	380	3	950	ϕ1 000×1 600	1.5	≤±5	5	5.8×10	6.4	14 500
	JL89-34	190	380	3	950	ϕ1 000×2 500	2	≤±5	7.5	5.8×11	8.0	19 000
	JL89-35	190	380	3	950	ϕ1 200×1 800	2	≤±5	8	7×12	6.8	18 000
	JL89-31	265	380	3	950	ϕ1 200×2 500	2	≤±5	10	7×12.96	8.2	21 000
	JL89-32	220	380	3	950	ϕ1 400×2 000	2	≤±5	14	8.2×14	7.4	22 000
	JL89-33	420	380	3	950	ϕ1 400×3 000	2	≤±5	18	8.2×15.6	9.6	28 000
	JL89-34	345	380	3	950	ϕ1 600×2 400	2.5	≤±5	24	10.4×16.8	8.4	30 000
	JL89-35	470	380	3	950	ϕ1 600×3 200	2.5	≤±5	28	10.4×16.8	9.9	36 000

6　密封箱式炉

密封箱式炉是最受重视的热处理设备之一，其功能和结构不断改进，各公司生产厂家都不断把新技术、新材料、新工艺应用到此炉中来，以增加其竞争力。

密封箱式炉由前室、加热室及推、拉料机构组成。前室即作装料的过道也是出料后炉料冷却淬火室。在前室上方有风冷装置，下方有淬火油槽。前室与加热室均密封。这类炉子的主要特点是工件在可控气氛中加热、渗碳，并在同一设备内淬火，克服了加热和淬火分离在两个设备中进行的缺点，即保证产品质量，又改善劳动条件和减少环境污染。密封箱式炉结构见图4.3-5。

密封箱式炉结构及特性如下。

（1）前室

前室的结构主要由壳体、升降台淬火油槽、风扇、前门火帘、排烟罩及防爆阀等组成。其结构的主要技术要点如下。

1）前室壁的温度控制，从加热室溢出的可燃气体常在前室燃烧并生成水蒸气。由于壁内外温差较大，水蒸气冷凝在前室壁上，为防止此现象发生，在前室侧壁面和顶部高置冷却水管，或在壁上安装扁平油箱，充入循环油，油温控制在约70℃。

2）炉门密封及升降机构，前门常用斜炉门靠气缸升降和拉紧施压。前门一般用15 mm的低碳钢板经磨削制成，在前门下端中央开有一长方形缺口，当前室的工件要推入加热室或加热室的工件要拉出前室时，外门部分升起，露出长方形缺口，料车的传送推拉头及软链条由此入炉。外门框需磨

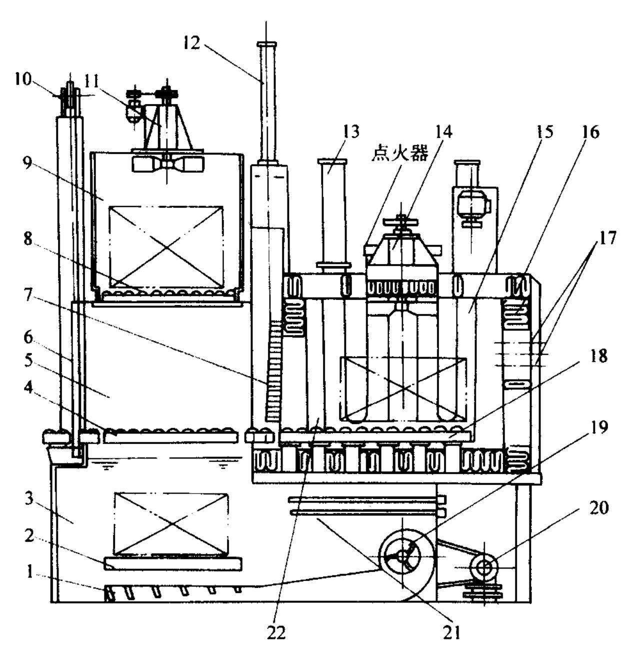


图 4.3-5 密封箱式炉结构示意图

1—淬火油导流槽；2—升降机淬火位；3—淬火油槽；4，8—升降式支承辊道；5—前室；6—外门；7—内炉门；9—顶冷室；10—外门提升滑轮；11—顶冷循环风扇；12—内炉门提升气缸；13—空气热交换器（4根）；14—加热室循环风扇；15—辐射管；16—陶瓷纤维炉衬；17—热电偶、氧探头；18—支承辊道；19—油搅拌器；20—油搅拌电动机；21—油加热电热辐射管；22—加热室

削，炉门与门框之间的间隙应小于 0.12 mm。前室与加热室之间设有内炉门。

3）升降台一般做成双层，上层用于进料及缓冷，下层用于淬火油冷及出料，升降台常采用双速，当工件入油时，其下降速度由快变慢。

4）淬火油槽冷却，淬火槽设有油搅拌器、加热器、槽外油冷却循环系统。为控制淬火冷却速度，常设两台独立的搅拌器，且搅拌速度可变，在工件入油后，可分期控制淬火强度。

5）风冷，设置较大风量的风扇，例如，某 120 kW 的密封箱式炉，在前室顶部所装风扇的技术参数为：功率 4 kW；转速 1 500 r/min；叶轮直径 500 mm；排送风量 7 500 m^3/h。

（2）加热室

加热室由炉衬、加热器、风扇及导风装置等组成。炉衬有用抗渗碳砖或耐火纤维砌筑的，也有全部用耐火纤维砌筑的。风扇安设在炉顶部。为便于炉顶风扇安装、维修和密封，风扇装置常做成整体结构。在炉顶拱形砖上预先钻出安装孔洞，然后将风扇系统吊装嵌入，在顶部盖板接合处，用铜网包敷石棉绳作为密封垫，再用螺栓紧固。为保护风扇轴和润滑油，在轴承外部设水冷套。

加热器多用金属辐射管，悬挂在炉膛两侧，也有的用 $MoSi_2$。非金属加热元件或用燃气辐射管。$MoSi_2$ 电热元件性脆，需待炉子就位后才能从炉顶装入，垂直悬挂在炉衬与导流罩之间。

（3）推拉料机构

推拉料机构可分为单推料机和前、后推料机两种。单推料机结构简单紧凑，双推料机便于与前、中门开启配合，炉气氛也较稳定。

密封箱式炉又被称为多用炉，它可用于金属制品的渗碳、渗氮、碳氮共渗及可控气氛保护下的热处理，而且对渗碳及碳氮共渗工艺的适应性也不断增强，可完成直接淬火工艺、重新加热淬火工艺（带中间冷却）和气体淬火工艺（或空冷）等工艺过程。

密封箱式炉的结构形式和型号很多，该炉型我国的标准型号为 RM 型。技术参数见表 4.3-8。

密封箱式炉可与回火炉、清洗机、装卸料车组成柔性生产线。技术参数见表 4.3-9。

表 4.3-8 密封箱式炉规格及技术参数

型 号	名 称	设备部功率/kW	额定功率/kW	最高工作温度/℃	油槽容积/m^3	工作区尺寸/mm	最大装载量/kg	备 注
RM-60-9D	滴注式箱式气体渗碳炉	90	60	950	3.4	500×800×450	300	
RM-80-9D	滴注式箱式气体渗碳炉	135	80	950	3.5	600×900×450	420	
RM-80-9DF	滴注式箱式气体渗碳炉	137	80	950	3.5	600×900×450	420	前室带风扇
RM-80-9DG	滴注式箱式气体渗碳炉	135	80	950	3.5	600×900×450	420	采用固定料车
RM-80-9DGF	滴注式箱式气体渗碳炉	135	80	950	3.5	600×900×450	420	采用固定料车，前室带风扇
RM-80-9DE	滴注式箱式气体渗碳炉	135	80	950	3.5	600×900×450	420	无变压器
RM-80-9DF	密封箱式炉	181	110	950	5.8	750×1 200×600	650	无变压器，前室带风扇
RM-185-9G	密封箱式炉	269	185	950	10	915×1 200×760	1 000	无变压器，带固定料车

注：加热元件型式：电辐射管碳势控制方式：CO_2-CH_4 双通分红外仪或氧探头。

1）回火炉，采用与密封箱式炉炉膛相适应的箱式回火炉。

2）清洗机，清洗室内装有升降台、活动喷头和清水储箱以及碱水储箱。清洗机底部装有浸入式电热管和膨胀杆式温度计控制温度。由液位监测器和电磁阀联合控制液位并自动补充新液。每个储箱的外侧均装有溢流管和废料排入管，由两台离心泵来完成两个储箱与清洗喷淋室之间的清洗液循环。

3）装卸料车，常用单向平面折叠式软链条小车，其纵向和横向动作分别由两台带减速器的电动机驱动，纵向推拉头的行程式及停放料盘的位置由光电信号控制器控制。料车在各炉前的位置由碰头限位开关定位和联锁。

表 4.3-9 系列多用炉机组技术规格

项　目	单位	NS88-910 机组				NS88-920 机组				NS88-930 机组				NS88-940 机组			
		多用炉	清洗机	回火炉	移动小车	多用炉	清洗机	回火炉	移动小车	多用炉	清洗机	回火炉	移动小车	多用炉	清洗机	回火炉	移动小车
额定功率	kW	45	30	30	4	75	30/85	45	4	105	105	60	6	150	120	90	6
额定电压	V	300	380	380	380	380	380	380	380	380	380	380	380	380	380	380	380
最高工作温度	℃	950	40 ~ 80	500	950	950	40 ~ 80	500		950	40 ~ 80	500		950	40 ~ 80	500	3
相数		3	3	3	3	3	3	3	3	3	3	3	3	3	3	3	50
频率	Hz	50	50	50	50	50	50	50	50	50	50	50	50	50	50	50	
空炉升温时间	h	< 4.5		< 1		< 4.5		< 3		< 4.5		< 3		< 4.5		< 3	
空炉损失	kW	12.5		< 9		< 30		< 15		< 40		< 20		< 50		< 30	
炉温均匀度	℃	±7.5		±5		±7.5		±5		±7.5		±5		±7.5		±5	
炉温稳定度	℃	±4		±4		±4		±4		±4		±4		±4		±4	
碳势均匀度 $w(C)$	%	±0.12				±0.12				±0.12				±0.12			
碳势稳定度 $w(C)$	%	±0.10				±0.10				±0.10				±0.10			
加热能力	kg/h	> 220				> 280				> 400				> 560			

7 转筒式炉

转筒式炉是在炉内装有旋转炉罐的炉子。炉罐内工件随炉罐旋转而翻动，以改善加热和接触气氛的均匀度。该炉采用周期装出料，主要用于处理滚珠及小尺寸标准件。

转筒式电阻炉主要由炉壳、炉衬、炉罐及传动机构组成。为便于炉罐安装，炉体常做成上下组装结构。炉壳由钢板及型钢焊接而成。炉衬由轻质黏土砖砌筑。电热元件放置于两侧及底部。炉罐多用耐热钢焊接而成，也可用离心浇铸。炉罐由前后面板上的滚支撑，通过链轮、链条转动。罐内常设有导向肋，使零件在转动中均匀翻动。炉罐转动速度采用无级变速器调整，一般在 0.8 ~ 8.0 r/min。炉体中心轴安装于支架上，可以纵向翻转使炉罐倾斜，将被处理零件倒入或倒出炉罐。炉内所需气氛可采取滴注或通气方式，进气口设在炉罐后部中心位置。炉罐前部有随炉罐一起转动的密封炉门，废气由其中心排气孔排出。炉子的支撑架应有较大刚度。

图 4.3-6 为一小型转筒式气体渗碳炉，其功率为 45 kW，工作温度 950℃，每次可装 60 ~ 100 kg 工件，主要用于滚珠、小轴和轴套的渗碳和淬火处理，此外还有较大装载量的转筒式气体渗碳炉。

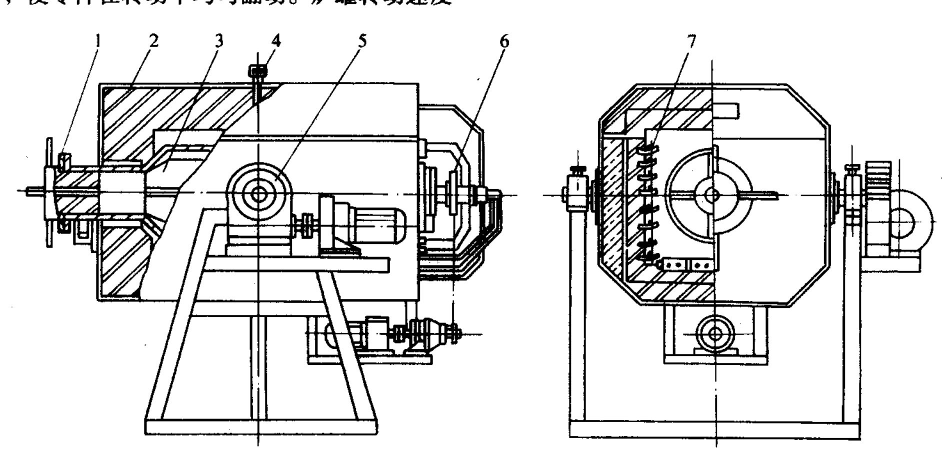


图 4.3-6 转筒式气体渗碳炉结构简图

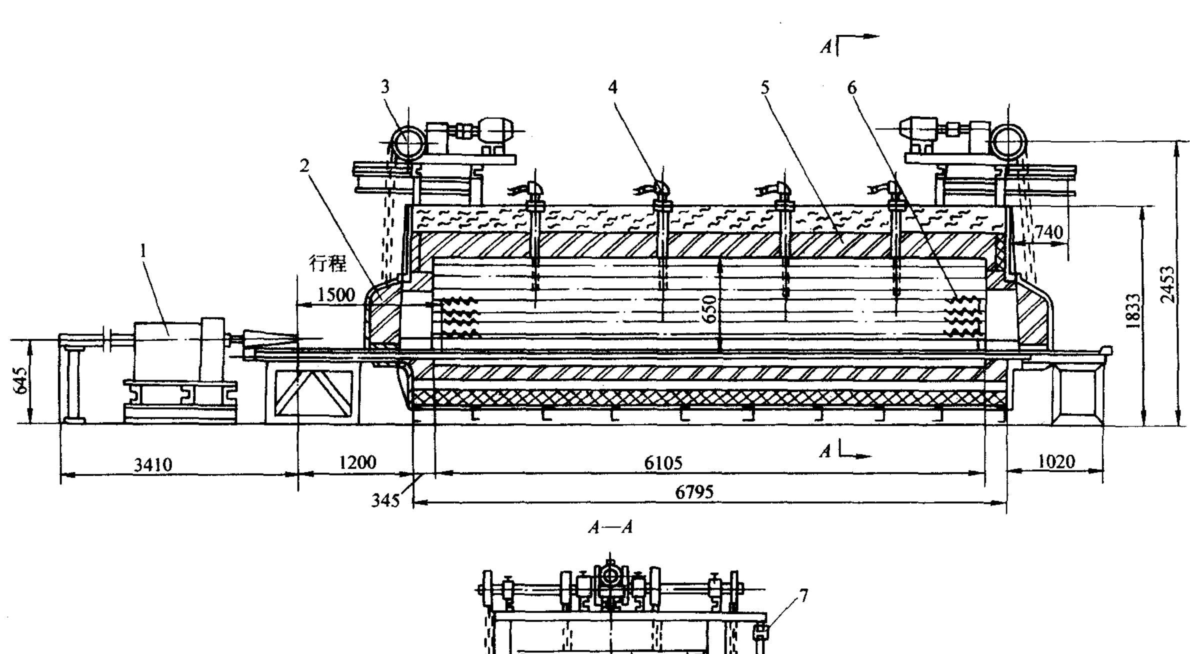
1—炉门；2—炉壳；3—转筒；4—热电偶；5—倾炉机构；6—转筒转动机构；7—电热元件

8 推杆式炉

推杆式炉是依靠推料机间歇地把放在轨道上的炉料（或料盘）推入炉内和推出炉外。工件在炉膛内运行时相对静止，出炉淬火时，有的是料盘倾倒，把炉料倒出；有的是工件连同料盘一起出炉或进入淬火槽内冷却。推杆式炉结构见图 4.3-7，技术参数见表 4.3-10。

这类炉子由于对工件的适应性强，便于组成生产线，广泛应用于淬火、正火、退火、回火、渗碳和渗氮等热处理。技术参数见表 4.3-11。

这类炉子的主要缺点是料盘反复进炉加热和出炉冷却，造成较大能源浪费，热效率较低，且料盘易损坏。另一缺点是对不同品种的零件实施不同技术要求时，常需把原有的炉料全部推出，工艺变动适应性差。



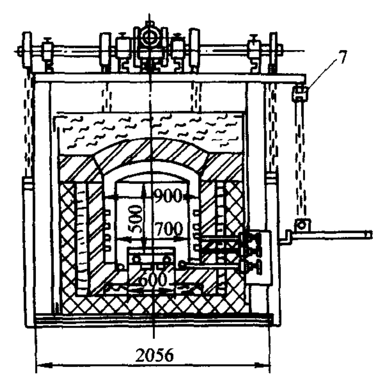


图 4.3-7　推杆式热处理炉

1—推料机；2—炉门；3—炉门升降机构；4—热电偶；5—炉衬；6—电热元件；7—悬挂链轮

表 4.3-10　推杆式电阻炉技术参数

型　号	名　称	额定功率 /kW	最高工作温度/℃	工作区尺寸/mm	生产率 /kg·h⁻¹	原 型 号	备　注
RS-85-6	推杆式电阻炉	85	650	600×4 550×400	350	T-85	
RS-140-9	推杆式电阻炉	140	950	600×4 550×400	350	T-140	
RS-140-9A	推杆式电阻炉	140	950	600×4 550×400	350	T-140A	
RS3-99-6	推杆式电阻炉	99	600	640×432×120（料筐）	432	RS-99-6	
RS2-125-3	时效处理推杆式电阻炉	125	300	1 125×8 050×600（炉膛）	150	RS3-112×805×60	450×550×550（料盘）
RS2-226-6	固溶处理推杆式电阻炉	226	650	1 200×8 000×600（炉膛）	150	RS6-120×800×60	450×550×550（料盘）
RS2-810-9	贯通式加热电阻炉	810	950	1 000×1 200×600	1 400	SL70-87	
RS2-140-9	推送式顶梁热处理炉	140	950	200×1 300×200	300	RS-140-9	600×600×580（料盘）
RS2-360-9	推送式加热炉	360	950	1 400×5 845×600（炉膛）	500	RS9-140×580×60	600×600×580（料盘）
RS2-240-6	推送式回火炉	240	680	1 300×7 435×600（炉膛）	500	RS6-130×740×60	600×600×580（料盘）
RS2-162-9Q	推杆式渗碳用炉	162	950	760×6 100×480（炉膛）	260	RS9-76×61×48	料盘装载量 400 kg

表 4.3-11 推拉杆连续渗碳自动线的主要技术规格

型 号	LSX-D-1	LSX-D-3	LSX-D-3a	LSXD-4a	LSXE-1	LSXE-2a	LSXE-5a	LSXE-5b	LSXE-6a	LSXE-6b
设备名称	连续式渗碳自动线	连续式渗碳自动线	连续式渗碳自动线	连续式碳氮共渗自动线	连续式渗碳自动线	连续式渗碳自动线	连续式渗碳自动线	连续式渗碳自动线	连续式双排渗碳自动线	连续式双排渗碳自动线
用途	渗碳直接淬回火	渗碳或碳氮共渗直接淬回火	渗碳直接淬回火	渗碳或碳氮共渗直接淬回火	渗碳直接淬回火	渗碳或碳氮共渗直接淬回火	渗碳直接淬回火	渗碳直接淬回火	渗碳直接淬回火	渗碳或碳氮共渗直接淬回火
最大生产能力 $/kg\cdot h^{-1}$	280 ~ 300	150	150	120 ~ 140	280 ~ 300	280 ~ 300	250 ~ 300	300	600	600
料盘尺寸/mm	780 × 440 × 50	440 × 440 × 50	440 × 440 × 50	440 × 440 × 50	650 × 440 × 50	780 × 440 × 50	560 × 560 × 50	560 × 560 × 50	560 × 560 × 50	560 × 560 × 50
最大装料高度/mm	370	370	370	350	370	550	600	600	600	600
渗碳炉内盘数	22	17	17	11	22	22	19	19	19 × 2	19 × 2
标称功率/kW	650	423	418.4	450	719	734	742	725	806	
加热区数	5	4	4	3	6	6	5	5	5	5
主炉加热功率/kW	391	267.2	256.2	197.4	405	424.8	451.2	440	556	540
加热元件	电阻板	电阻板	电辐射管	电辐射管	电阻板	电辐射管	电辐射管	电辐射管	电辐射管	电辐射管

9 输送带式炉及其生产线

(1) 输送带式炉的特性和用途

输送带式炉是在直通式炉膛中装一传送带连续地将放在其上的工件送入炉内，并通过炉膛送出炉外。它的优点是工件在运输过程中，加热均匀，不受冲击振动，变形量小。主要问题是输送带受耐热温度的限制，承载能力较小；输送带反复加热和冷却，寿命较短；热损失较大。这种炉子广泛用于轴承、标准件、纺织零件的淬火、回火、薄层渗碳和碳氮共渗等热处理。

这类炉子常依输送带结构分类，主要有网带式和链板式。

(2) 网带式炉的基本结构

1) 炉体　炉膛通常划分为三区，预热区、加热区和保温区。炉膛结构有两类，即有炉罐的和无炉罐的。有罐的炉子密封性好，耗气量少，电热元件及炉衬不受炉子气氛的影响，其主要缺点是炉罐费用高，寿命不长，炉罐内安风扇困难，但也有设计在炉罐内安风扇的网带炉。无炉罐的炉膛结构简单，便于安风扇，主要缺点是，炉子气密性较差，耗气量较大。

炉衬多用轻质砖和耐火纤维砌筑，炉衬结构发展组装式、积木式结构。炉壳的上盖常制成可拆式，便于维修。

2) 电热元件　有罐的网带炉多采用电阻丝绕在芯棒上，单边引出的插入式无辐射套管结构，布置在炉膛的上下两面，呈横向布置。无罐的网带炉可以用金属制或碳化硅制辐射管。

电热元件分前、中、后三区布置，后区为保温区常在炉子后端墙增设电热元件，防止工件在淬火前降温。

3) 网带　根据使用温度条件选择相应的耐热网带，单向传动网带的最小长度是其宽度的三倍，最大宽度取决其结构，通常很少超过 3 m。

网带的传动大致有三种形式，即炉底托板驱动网带式、气动夹持网带推动式和用于无炉罐炉的套筒滚子链驱动式。

网带失效的主要原因是网带反复经受加热和冷却的变化和气氛的腐蚀，造成使用中变形而失效。

4) 炉罐　炉罐材料用的最多的是：约 800℃时，采用 1Cr18Ni9Ti；< 1 000℃ 时，3Cr24Ni7N；1 100℃ 时，1Cr25Ni20。炉罐也有采用碳化硅材料制造的。

5) 进料口密封装置　由于炉子进料口处于开启状态，单独依靠炉气喷出，不足以将其密封。常设置火帘，或设置可调节高度的倾斜活动门，或炉口悬挂耐火编织布，或设置喷射式炉气密封装置。

(3) DM 型网带式炉

图 4.3-8 为有罐的网带式炉结构，表 4.3-12 为其技术规格。

这种网带炉的网带传动是借炉底托板驱动网带。网带平整地置于托板上，托板又由炉罐弧形槽内的高温瓷球支托，并与炉前的一个前进后退的系统。托板由产生往复运动的偏心轮驱动，托板前进时，与网带摩擦而带动网带前进；托板回缩时，网带停止不动，造成网带作步进式的前进。这种传动方式网带较少承受机械张力，因此不易伸长和变形。网带设有压紧装置，以防网带打滑，使运行速度均匀，网带位移到落料口处，由经液态密封槽密封返回炉前，循环运动。

工件放置在网带上，相对静止，平稳地通过炉膛加热，时间由无级调速网带来控制。加热好的工件随网带通过马弗罐从落料口自动掉入油槽内。炉口是靠从炉膛喷出保护气燃烧产物和火帘密封。

(4) TCN 型网带式炉

TCN 型网带式炉与 DM 型炉的主要不同点如下。

1) 在罐内装有槽关的耐热钢架，它起着支托网带的作用。网带沿槽形钢架上部推入炉内，经后侧的滑动面返回，再从槽形钢架底部拉出，即同一炉口进出。网带运动的过程，首先是气动点夹头夹住网带前进，同时使底部的重锤压迫网带，作上下松紧的往复运动，使网带逐步前进。

2) 在炉口处采用了文氏管原理，将一空吸管装在炉的进口处，通过这个系统从马弗炉口排出气体，再和炉口的空气混合燃烧造成火帘封住炉口。这样的结构使空气不能进入马弗罐内，不需单独设网带回道和水封结构及烘干设施。

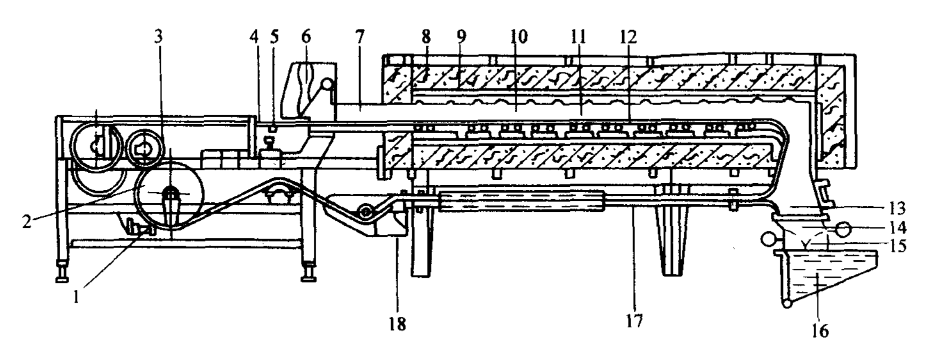


图 4.3-8 有罐网带式炉结构示意图

1—驱动鼓轮机构；2—驱动鼓轮；3—装料台；4—网带；5—炉底板驱动机构；6—火幕；7—密封罐；8—外壳；9—炉衬；10—炉膛；11—热电偶；12—活动底板；13—气体进口；14—滑道；15—淬火剂幕；16—淬火槽；17—网带退回通道；18—水封

表 4.3-12 有罐网带式炉技术参数

型号	有效尺寸/mm		加热区长度/mm	功率/kW	最大生产能力/kg·h⁻¹			气体消耗量/m³·h⁻¹
	宽	高			直接淬火	碳氮共渗 0.1 mm	渗碳 0.3 mm	
DM-22F-L	320	50	2 400	50	80	40	20	2～3
DM-30/25-L	300	50	2 500	50	100	55	40	3～4
DM-30/36-L	300	50	3 600	80	150	80	50	3～4
DM-30/47-L	300	50	4 700	100	200	110	70	3～4
DM-60/36-L	600	100	3 600	160	300	160	100	10～15
DM-60/54-L	600	100	5 400	250	460	250	160	15～20
DM-60/72-L	600	100	7 200	320	600	320	200	15～20

3）送料部分是工件先通过螺旋电磁振动器排列整齐，然后通过带有分离装置的斜线状的电磁振动器将工件输送到网带上。在工件输送线上，设有限制料高的传感器，保证淬火工件定量和均匀地输送到炉内。

4）淬火油槽中油的流动是通过一个油泵吸油，在落料口处喷射，使工件冷却。工件由密封在滑道支架内部的磁性传送带提出，再通过消磁圈进入收集箱中。

5）以甲醇和甲醇加水的混合物直接滴入炉内裂解作为可控气氛，调整甲醇和甲醇加水混合物的流率来控制气氛的碳势。

各种网带式炉的技术参数见表 4.3-13，高温网带式热处理炉技术参数见表 4.3-14，高温网带式钎焊炉技术参数见表 4.3-15。

（5）链板式炉

表 4.3-13 网带式热处理炉技术参数

型号	名称	额定功率/kW	电高工作温度/℃	工作区尺寸/mm	生产率/kg·h⁻¹	网带宽度	原型号
RW-18-9	网带式热处理炉	18	950	150×1 000×20		150	SL92-369
RW-57-9	网带式热处理炉	57	950	300×2 500×75			LS89-296
RW-75-9	网带式热处理炉	75	950	300×3 600×75		300	LS86-242
RW-100-9	网带式热处理炉	100	950	300×4 700×75	200	300	LS87-257
RW-100-9A	网带式热处理炉	100	950	300×4 700×85		300	LS90-326
RW-105-9	网带式热处理炉	105	950	300×4 700×45	200	300	LS90-310
RW-30-4	网带式加热炉	30	400	300×1 900×60		300	LS92-375
RW-200-3N	活性碳纤维网带式炉	200	350	2 000×30×31 000		1 840	
RW-594-9N	活性碳纤维网带式炉	594	900	1 600×75×28 000		1 600	
RW-678-5	活性碳纤维网带式炉	678	550	1 500×10 000×625			LS93-388

炉体结构炉衬多采用轻质耐火砖和耐火纤维砌筑。无炉罐的渗碳链板炉则采用抗渗碳砖砌筑。电热元件多用辐射管，水平布置在输送带工作边（紧边）的上、下两面。输送带的工作边由托辊支承，松边在炉底导轨上拖动。炉顶装一台风扇，开两个进气孔（氧探头插入孔和烧炭黑孔）。

炉体密封采用如下方法。

1）炉壳采用连续焊接，电热元件引出棒的引出孔用压紧装置密封。

2）输送带从动轮安置在密封的炉膛内，工件通过振动输送机送入，落到输送带上。有的在输送机与炉体之间采用包裹有耐火纤维的密封带软连接，实现密封并避免炉体振动。

表 4.3-14　高温网带式热处理炉技术参数

型　号	名　称	额定功率/kW	最高工作温度/℃	工作区尺寸/mm	生产率/kg·h⁻¹	网带宽度	原型号
RW-13-11	高温网带式热处理炉	13	1 100	150×100×20	20	150	SL-89-299
RW-20-11	高温网带式热处理炉	20	1 100	100×1 600×25		100	
RW-30-11	高温网带式热处理炉	30	1 100	150×2 120×30	40	150	SL-370
RW-40-11	高温网带式热处理炉	40	1 100	150×2 620×65	30	150	SL-424
RW-60-11	高温网带式热处理炉	60	1 100	200×300×40		200	

表 4.3-15　高温网带式钎焊炉技术参数

型　号	名　称	额定功率/kW	最高工作温度/℃	工作区尺寸/mm	生产率/kg·h⁻¹	网带宽度	原型号
RW-60-10	高温网带式钎焊炉	60	1 000	200×3 000×150	80	200	SL95-450
RW-195-10	高温网带式钎煤炉	195	1 050	400×4 000×55	334 件/h	400	SL88-275
RW-90-11	高温网带式钎焊炉	90	1 180	350×4 000×150	160（包括工夹具）	350	

3）传动带被动轴两端在炉壳上的活动板用密封箱来密封。

4）进料口用火帘密封。

5）无炉罐的炉子有的在炉膛进料端处设一强力离心风扇，在该处形成紊流增压，实现炉门密封。

6）在与淬火槽连接的落料通道管上，加冷却水套，依靠液压泵形成油帘密封，同时设抽油烟口，以防淬火油烟进入炉膛。

输送带的驱动由链轮带动输送连续传动，在出料端安主动轮，进料端安被动轮。输送链在炉内会受热伸长，所以在出料端设置拉紧从动轮的装置。

链板式的输送带常用的有冲压链板和精密铸造的链板。铸造链板比冲压链板有较大承载能力是由穿过链片的芯棒承受，易弯曲变形，传送带易拉长，带子的使用寿命相对较短。改进的办法是在铸造链板上加两个凸肩，靠链板的凸肩来传送拉力，芯棒只起拉紧整排链板的作用，不易弯曲变形。链板式炉技术性能见表 4.3-16。

表 4.3-16　链板传送带式电阻炉技术规格

炉型	额定功率/kW	额定电压/V	额定温度/℃	相数	加热区数	每区加热功率/kW	炉膛尺寸（长×宽×高）/mm	传送带速度/m·min⁻¹	最大技术生产率/kg·h⁻¹
RJC-45-2	45	380	250	3	3		4 695×380×400		130
RJC-65-3	65	380	350	3	3	25.20.20	4 760×580×415		270
RJC-120-7	120	380	700	3	3	60.24.36	4 110×600×415	0.05～0.34	400
RJC-180-9	180	380	900	3	3	100.40.40	4 180×400×200	0.043 5～0.4	
RJC-240-7	240	380	700	3	5	36～100	9 000×600×250	0.03～0.12	700
RJC-340-9	340	380	900	3	4	36～100	6 250×600×250	0.03～0.12	

10　振底式炉

1）振底式炉的特性与用途　这类炉子设有振动机构，使装载工件的活动底板在炉膛内往复运动，借惯性力使工件连续向前移动。由于振动炉底板一直处在炉内，无需工夹具，故炉子热效率高。依振动机构的不同，这类炉子分机械式、气动式和电磁振动式。三种振底式炉的特点和应用范围如表 4.3-17 所示。

表 4.3-17　振动机构的种类、特点和应用范围

类别	特　点	应　用
机械驱动	运动可靠，结构较复杂，采用无级变速器调节加热时间	多用于中、小型工件的淬火和其他热处理
气动驱动	结构简单，动作灵敏，但受气压波动影响较大。气缸活塞易损耗，气缸工作时振动较大。采用时间继电器调节加热时间	广泛用于大、中、小件，正火、回火及其他热处理
电磁驱动	结构简单，利用共振驱动，驱动力较小，采用时间继电器调节加热时间	用于小型工件的热处理

2）气动振底式当炉底板在活塞杆推动下加速前进时，处在底板上的工件也随之前进。技术参数见表 4.3-18。

3）机械式振底炉的炉型结构除振动机构外，与气动振底炉完全相同，其振动原理实质上也是一样的。技术参数见表 4.3-19。

4）电磁振底炉振底机构的动作原理是，槽板底部与带有倾斜角的板簧相连，板簧固定在底座上。底板在激振电磁铁的驱动下产生振动。电磁振底炉结构见图 4.3-9，技术参数见表 4.3-20。

表 4.3-18　气动振底式连续作业电阻炉技术参数

项目名称	RZQ-15-9	RZQ-30-9	RZQ-60-9	RZQ-90-9	RZJ-150	RZJ-200
额定功率/kW	15	30	60	90	150	200
电源电压/（相）V	（3）380	（3）380	（3）380	（3）380	（3）380	（3）380
额定温度/℃	900	900	900	900	900	900
炉膛尺寸/mm	1 100 × 230 × 120	2 200 × 280 × 130	2 500 × 330 × 135	2 800 × 600 × 150	4 800 × 800 × 150	7 700 × 800 × 185
加热区数	1	2	3	2	3	3
最大生产率/次·min^{-1}	18	50	100	180	300	380
振动频率/次·min^{-1}	3 ~ 30	3 ~ 30	3 ~ 30	3 ~ 30	3 ~ 30	3 ~ 30
底板宽度/mm	201					
底板行程/mm	40 ~ 50	40 ~ 50	40 ~ 50	60	60	60
空炉升温时间/h	≤1.5	≤2.5	≤3	≤3.5	≤4.5	≤5.5
控制气氛耗量（包括火帘耗量）/m^3·h^{-1}	1.2 ~ 1.5	2.1 ~ 2.5	3 ~ 3.5			

表 4.3-19　机械式振底炉技术参数

型　号	额定功率/kW	电压/V	相数	额定温度/℃	炉底板尺寸/mm	生产率/kg·h^{-1}	质量/kg
RTZ-20-9Q	20	380	3	950	1 800 × 200 × 90	40	1 500
RTZ-30-9Q	30	380	3	950	2 000 × 300 × 100	60	1 800
RTZ-60-9Q	60	380	3	950	3 000 × 450 × 150	150	2 850
RTZ-100-9Q	100	380	3	950	4 000 × 600 × 200	250	4 500
NS88-362	90	380	3	950	2 840 × 650 × 340	240	6 600
NS88-372	130	380	3	950	4 840 × 800 × 200	350	13 000
NS88-140	130	380	3	950	4 840 × 828 × 192	350	13 000
NS88-382	160	380	3	950	5 500 × 800 × 300	460	10 000

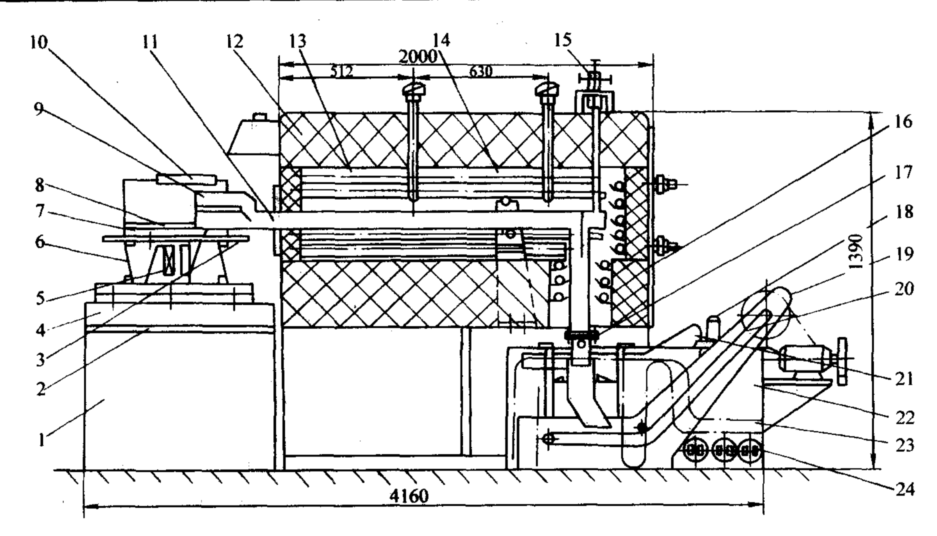


图 4.3-9　电磁振底炉简图

1—支架；2—减振橡胶；3—压紧螺栓；4—工作台（配重）；5—电磁铁；6—弹簧板；7—连接片；8—张紧弹簧；9—加料盒；10—加料斗；11—振动炉罐；12—炉盖；13—电阻丝；14—支承；15—滴量器；16—炉体；17—保护气进口；18—液压泵；19—输送带支承板；20—输送带出料机构；21—油管；22—油箱；23—蛇形管；24—电加热器

表 4.3-20　电磁振底炉技术参数

名　　称	RZD-6-9Q	RZD-15-9Q	RZD-30-9Q	RZD-60-9Q
额定功率/kW	6	15	30	60
额定电压/V	380	380	380	380

续表 4.3-20

名　　称	RZD-6-9Q	RZD-15-9Q	RZD-30-9Q	RZD-60-9Q
额定温度/℃	900	900	900	900
电源频率/Hz	50（或60）	50（或60）	50（或60）	50（或60）
加热区数	1	2	2	2
炉底板尺寸/mm	950×100×70	1 350×140×70	1 915×260×100	2 800×360×100
外形尺寸/mm	2 560×560×1 090	2 400×1 100×1 850	4 090×1 600×1 990	4 800×1 660×1 600
生产率/kg·h^{-1}	6	15	50	100
空炉升温时间/h	3	4	3.5	3.5
重量/t	1.5	2.4	4.5	6

11　辊底式炉

辊底式炉是在直通的炉膛底部设有许多横向旋转辊子，带动放在辊棒上的炉料沿辊道移动。炉料在加热过程中连续移动，与辊道没有固定的接触点，因此加热均匀、无磁伤、变形小。由于辊棒始终在炉内，热能消耗相对较少，炉子热效率高。

这种炉子不但适用于处理大型板件和棒料，而且 ϕ90～100 mm 的轴承圈也可以直接摆在辊子上，直径小于 ϕ90 mm 的套圈及 ϕ40 mm 以下的滚动体可装盘进行热处理。这种炉子对热处理件有较好的适应性，主要缺点是，对辊棒要求较高，造价高。技术参数见表 4.3-21。

表 4.3-21　辊底式电阻炉技术参数

型　号	名　　称	额定功率/kW	最高工作温度/℃	工作区尺寸/mm	生产率/kg·h^{-1}	原 型 号
RU-55-3	辊底式熔锡炉	55	350		500	
RU-110-3	辊底式铝合金时效处理加热炉	110	300	1 150×1 700×1 350	1 500	RU3-115×170
RU-216-6	辊底式铝合金时效处理加热炉	216	600	1 150×1 700×1 350	1 500	RU6-115×170

12　转底式炉

转底式炉具有一个圆形或环形炉底，炉底与炉体分离，以砂封、油封或水封连接，由驱动机构带动炉底旋转，使放置在炉底上的工件随同移动而实现连续作业。在炉体一侧设有装料口和出料口（或共用一个炉口）。结构示意见图 4.3-10。为实现气氛保护加热和化学热处理，应加强炉门，炉底与炉墙间密封，炉顶设置风扇，驱动炉气循环，炉底上设凸起支架，使工件加热均匀。

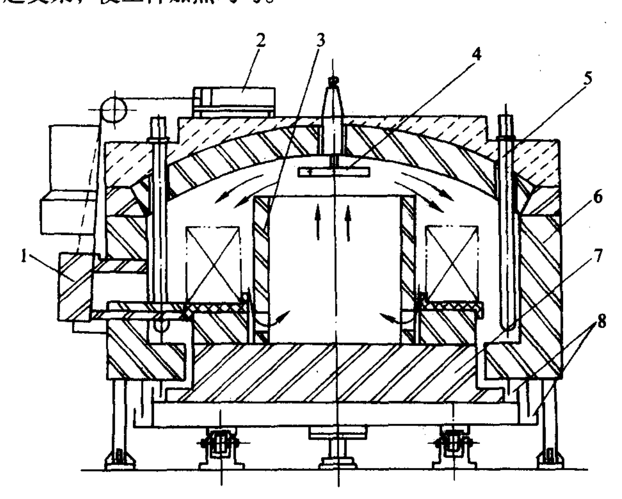


图 4.3-10　带气流循环系统的碟形转底式炉结构示意图
1—炉门；2—气缸；3—导风筒；4—风扇；
5—辐射管；6—炉衬；7—转动炉底；8—砂封

这种炉子结构紧凑，占地面积小，使用温度范围宽，对变更炉料和工艺的适应性强。这种炉子主要供齿轮、渗碳、碳氮共渗等工艺处理。技术参数见表 4.3-22。

表 4.3-22　转底式电阻炉技术参数

型号	名称	额定功率/kW	最高工作温度/℃	工作区尺寸/mm	原型号
RH-205-6	转底式电阻炉	205	650	ϕ3 960/ϕ2 940×510	RH6-443/247×40
RH-160-9Q	转底式电阻炉	160	950	610×300（炉口尺寸）	RH9-250×30

13　滚筒式炉（鼓形炉）

滚筒式炉在炉内装有旋转炉罐，炉罐不断旋转，炉内的炉料随之旋转、翻倒和前进，使小型物料不至于堆积，有利于均匀加热和均匀接触炉气氛，实现连续作业。滚筒式炉呈鼓形状，故又称鼓形炉。

这类炉子主要用于处理轴承、滚珠、标准件等小型零件的热处理。结构示意见图 4.3-11。

滚筒式炉的炉罐前端与装料机构连接，后端与淬火槽组装在一起，形成一个连续作业炉。炉罐水平放置，两端伸出炉墙外并支承在滚轮上，由电动机经减速器及链条带动旋转。炉罐内壁有螺旋叶片。炉罐末端开有出料口，此口在旋转中不断改变位置，难于密封，致使炉罐内外都充满保护气氛，因此整个炉膛都应保持密封。其技术规格见表 4.3-23。这种炉子还可与清洗机、回火炉等组成生产线。

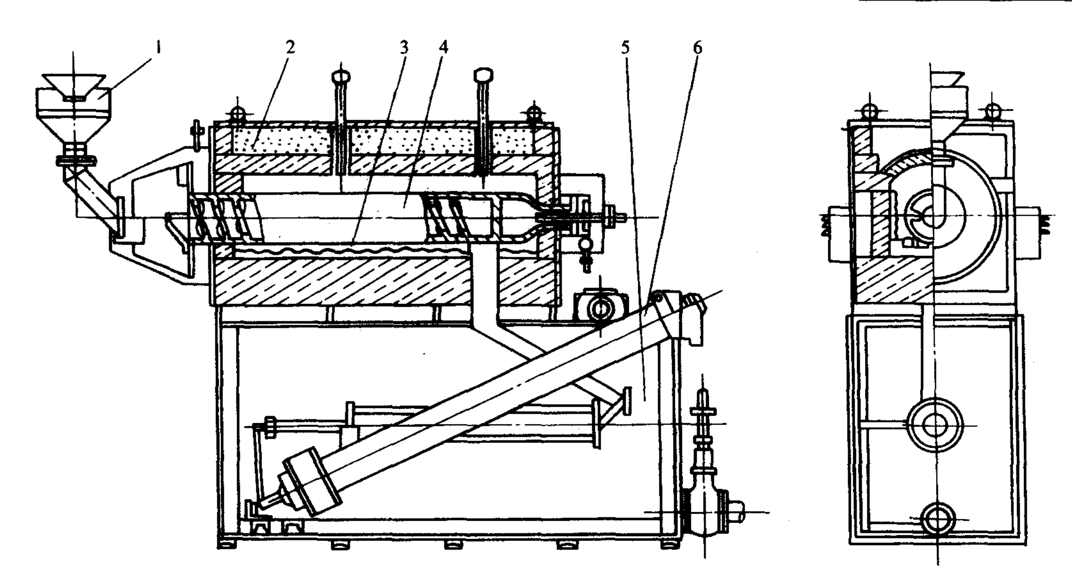


图 4.3-11　滚筒式电阻炉结构简图

1—料斗；2—炉衬；3—电热元件；4—回转炉罐；5—淬火槽；6—淬火槽回转机构

表 4.3-23　滚筒式炉的技术规格

炉型	额定功率/kW	额定电压/V	相数	额定温度/℃	炉膛尺寸/mm	最大生产率/kg·h⁻¹
RJC-30-8	30	220	1	830	200×1 200	30
回火炉	19	220	1	180	400×2 700	30
RJG-70-9	70	380	3	920	310×2 000	150
回火炉	45	380	3	250	4 095×385×400	150

14　步进式和摆动步进式炉

（1）步进式炉特征及用途

步进式炉是在炉底纵向槽形缝隙中设有两条或几条步进梁。步进梁作反复上下前后周期运动，运动的轨迹，有方形、圆形或椭圆形。步进梁每一运行周期可将工件托起、向前运送一定距离，再放在炉底板上，然后自行恢复原位。步进梁反复动作，逐渐将工件向前移动。

这类炉子运送力大，工件运行无碰撞，动作平稳，无需料盘，步进梁无反复加热冷却的热损失。其主要缺点是安装步进梁的缝隙与炉外相通，难于密封，使冷空气侵入。为防止冷空气从步进梁缝隙侵入和炉气大量溢出，这类炉子多为燃气式、燃油式炉，以形成正压的炉气氛。当采用电热时，应使保护气氛或渗碳气氛在步进梁缝隙处实现正压密封，否则该缝隙不但会渗入冷气，也会造成冷带。

这类炉子用于型材、钢管、板簧的加热和热处理。也有将其利用于处理一些不规则形状的零件的热处理。

（2）摆动步进式炉及生产线

摆动步进式炉是利用安置在炉底的摆栅和滑栅周期性交替摆动（弧形上升和下降）和滑动（滑栅向前和退后滑动），把工件向前移动的炉子。其摆动机构在炉外，炉体可密封，实现气氛保护加热，用于处理中小型规则的零件。摆栅和滑栅是板状结构，有较高的强度和承载能力，使用寿命较长。该炉子可组成生产线，其主要组成和技术性能如表 4.3-24 所示。

表 4.3-24　摆动步进式轴承圈热处理生产线技术参数

名　称	淬 火 炉	清 洗 机	回 火 炉
额定功率/kW	120（48，32，40）	24	75（30，20，25）
额定电压/V	380	380	380
额定温度/℃	900	80（水温）	300
加热区数	3	1	3
生产率/kg·h⁻¹	150	150	150
保护气氛型式	滴注式	—	—
型式	摆动进步	网带喷淋	摆动网带
最大外形尺寸/mm	9 080×2 060×2 020	3 500×1 710×1 500	6 600×1 860×2 430
重量/t	13	4.5	11

15　牵引式炉

把丝状或带状的炉料用牵引的方式通过加热炉膛的炉子称牵引式炉。它便于组成生产线，实现连续热处理。炉膛内常设通保护气氛的圆形或扁平形的金属管或陶瓷耐火材料管。钢丝或带在保护气氛中加热，由于丝线材各根分离地通过炉膛，加热快且均匀，也便于实现快速加热，提高生产率。采用牵引的办法便于工序间的连续衔接，减少工序间放

线、绕线的次数。其主要缺点是，为提高生产力，需提高牵引速度，炉子常需很长；当一次通过的线材根数很多时，绕缠丝线机构太多。

牵引式炉主要用于弹簧钢丝（带）、不锈钢丝、制绳丝、轮胎钢丝及细带锯条等热处理。

16　自动化热处理设备

一些零件的典型热处理生产线见表 4.3-25～表 4.3-32。

表 4.3-25　传送带式炉热处理生产线

机组配套产品名称	型　号	额定功率/kW	最高工作温度/℃	工作区尺寸/mm	带式宽度/mm	生产率/kg·h⁻¹	备　注
推板式上料机	SB-500	1.5				500	
铸带式淬火加热炉	RC-280-9	280	950	910×4 902×130	910	300	
传送带式淬火油槽	HC-300YB	48				300	
传送带式清洗机	XC-300A	96	70				传送带宽度：1 056 mm
网带式回火炉	RW-110-6	110	650	1 220×4 500		300～500	
设备部功率：≈536 kW				原型号：SL88-286			
推板式上料机	SB-500	1.5				500	
前清洗机	XW-200G	48	80		800	200	
网带式热处理炉	RW-100-9	100	950	300×4 700×75	300	200	
后清洗机	XW-200G	48	80		800	200	
回火炉	RW-70-6	70	650	800×4 500×100	800	200	
回火后冷却槽	NW-200	0.75			800	200	
设备功率：≈269 kW				原型号：SL88-272			
推板式上料机	SB-500	1.5				500	
网带式清洗机	XW-120G	48	80		800	120	
网带式热处理炉	RW-100-9A	100	950	300×4 700×85	300	120	
淬火油槽	HC-300YC	60				300	
后清洗机	XW-120G	48	80		800	120	
网带式回火炉	RW-70-6A	70	650	800×4 500×80	800	200	
回火后冷却槽	NW-200B	0.75				200	
设备部功率：≈368 kW				原型号：SL90-330			

表 4.3-26　铝合金汽缸盖热处理自动生产线

生产线配套产品名称	型　号	额定功率/kW	最高工作温度/℃	炉膛尺寸/mm	生产率/kg·h⁻¹	备注
固溶热处理推杆式电阻炉	RS2-226-6	226	650	1 200×8 000×600	150	
时效处理推杆式电阻炉	RS2-125-3	125	300	1 120×8 000×600	150	
淬火槽	HS-150S	4.4			150	
滚子台	SS-150	4.4			150	
设备部功率：≈360 kW						

表 4.3-27　辊底式铝合金淬火-时效热处理生产线

生产线配套产品名称	型　号	额定功率/kW	最高工作温度/℃	炉膛尺寸/mm	生产率/kg·h⁻¹	备注
固溶热处理推杆式电阻炉	RU-216-6	216	600	1 150×1 700×1 350	1 500	
时效处理推杆式电阻炉	RU-110-3	110	300	1 150×1 700×1 350	1 500	
淬火槽	HS-1500	99.4	60		1 500	
滚子台	SS-1500	7.2			1 500	
设备部功率：≈433 kW						

表 4.3-28　保护气氛轴承套圈热处理连续生产线

生产线配套产品名称	型　号	额定功率 /kW	最高工作温度 /℃	工作区尺寸/mm	网带宽度 /kg·h⁻¹	生产率 /kg·h⁻¹	备　注
推板式上料机	SB-500	1.5		800×1 270×100	800	500	
网带式清洗机	XW-200GA	48	80	300×4 700×75	300	200	
网带式热处理炉	RW-105-9	105	950	800×1 270×100	800	200	
后清洗机	XW-200GA	48	80	800×1 270×100	800	200	
网带式回火炉	RW-70-3	70	800	800×4 500×80	800	200	
设备总功率：≈273 kW						原型号：SL90-308	

表 4.3-29　带钢热处理生产线

生产线配套产品名称	型　号	额定功率 /kW	最高工作温度 /℃	马弗截面尺寸 /mm	带钢走速 /kg·h⁻¹	生产率 /kg·h⁻¹
带钢加热炉	RE-60-9Q	60	980	100×240	0.6～3.6	80
带钢电阻回火炉	RE-45-6N	45	650	100×240	0.6～3.6	80
清洗机	XE-80	6			0.6～3.6	80
铅浴淬火槽	HE-80J	30	450		0.6～3.6	80
放带装置						
收带装置						
设备总功率					原型号：CQQ9/6-80-6	

表 4.3-30　连续式滚筒炉机组

机组配套产品名称	型　号	额定功率 /kW	最高工作温度 /℃	炉膛尺寸 /mm	生产率 /kg·h⁻¹	备　注
滚筒式淬火炉	RG2-68-9QL	68	950	ϕ754×1 485	110～180	
滚筒式淬火油槽	HG-180Y	36	110		110～180	
滚筒式二次冷却槽	NG-180	11.32	5	ϕ460×1 650	110～180	
滚筒式清洗回火炉	RG2-58-2	58	250	ϕ1 000×2 970	110～180	
提升上料机（两台）	ST-180	0.55			110～180	
滚筒式清洗烘干机	XG-180G	48	70～120	ϕ500×1 800	110～180	
设备总功率：≈223.59 kW					原型号：CGQ9/2-180-7	

表 4.3-31　辊底式铝合金固溶时效热处理生产线

生产线配套产品名称	型号	燃料及耗气 /m³·h⁻¹	最高工作温度 /℃	工作区截面尺寸 /mm	生产率 /只·h⁻¹	备　注
固溶处理加热炉	FU-840-6	LPG（液化石油）24	600	1 150×1 700×1 350	1 500	
时效处理加热炉	FU-420-3	LPG（液化石油）24	300	1 150×1 700×1 350	1 500	
淬火槽	HS-1500		60		1 500	电加热管 90 kW
滚子台	SS-1500				1 500	

表 4.3-32　保温瓶退火、干燥、检验生产线

生产线配套产品名称	型　号	燃料及耗气 /m³·h⁻¹	最高工作温度 /℃	工作区截面尺寸 /mm	生产率 /只·h⁻¹	备　注
链式退火燃料炉	FC-1500-6	城市煤气 65	650	870×745	600	
转底式干燥炉	FH-13.4-4	城市煤气 10	450	ϕ4 025×815	600	中环直径×宽度
回转式干燥炉	FH-13.4-4A	城市煤气 10	450	ϕ4 545×895	600	中环直径×宽度
链式温检炉	FC-1000-1	城市煤气 645	150	1 383×750	1 200	

注：本生产线由 2 台转底干燥炉及 1 台链式温检炉组成。

编写：佟晓辉（北京机电研究所）
郑仲瑜（北京机电研究所）

第 4 章　浴炉及流态粒子炉

1　浴炉的分类

浴炉广泛地应用于热处理，它用熔融的液体加热工件，如盐、碱、低熔点金属的熔融液体以及油浴等。

浴炉热处理具有如下优点。

1）综合换热系数大，工件加热速度快。

2）工件与浴液密切接触，加热均匀，变形小。

3）浴炉的热容量较大，加热温度波动小，容易实现恒温加热。

4）盐液容易保持中性状态，实现无氧化无脱碳加热。在盐液中加入含碳、含氮等物质，容易实现化学热处理。

5）浴炉容易实现工件局部加热操作。

浴炉的主要缺点如下。

1）浴液对环境有不同程度的污染。

2）工件带出的废盐，不但造成浪费，而且对工件有腐蚀，特别是粘在工件缝隙和不通孔中的盐。

3）中、高温浴炉的浴面辐射热损失较严重。

4）不便于机械化和连续化生产。

（1）按浴液分类的浴炉

浴炉按温度划分为低、中、高温浴炉。低温浴炉主要是硝盐浴炉，用于温度在 160～550℃温度范围的等温淬火、分级淬火和回火。中、高温盐浴炉用于温度在 600～1 300℃范围内的工模具零件加热和液态化学热处理。

1）熔融金属浴炉　熔融金属浴炉主要是铅浴炉。铅浴热容量很大，热导率很高，传热速度快，可实现快速加热。铅蒸气有较大毒性。它主要用于等温处理。

工业纯铅约在 327℃熔化。加热时铅不附着在清洁的钢件上，但铅易被氧化，氧化铅会附着在钢件上。在生产中当温度超过 480℃时，常用颗粒状炭质材料，如木炭作铅浴表面保护覆盖层，有时用熔盐作保护层。

铅的密度大，零件在铅浴中加热时，如果不用夹具压下，就会浮起。

2）油浴炉　油浴炉广泛应用于低温回火，有较高的温度均匀度，使用温度低于 230℃。油浴炉也用于作分级淬火，与盐浴相比，油浴的优点是：油在室温时易于管理，油带走的热损失较少，油浴对所有钢奥氏体加热用盐的带入都可适应。油浴炉的缺点是：可使用的温度较低，油暴露在空气中会加速变质，例如，在 60℃以上每增加 10℃，油被氧化的速率约增加一倍，生成酸性渣，会影响淬火工件的硬度和颜色；在油中进行马氏体分级淬火时，工件达到温度均匀所需的时间较长，当马氏体分级淬火温度高于 205℃以上时，用盐浴比油浴好。

（2）按加热方式分类的浴炉

电加热浴炉分为外部电加热浴炉、电极加热浴炉和管状加热元件加热浴炉。

外部电加热浴炉是利用电热元件在浴槽外进行加热的浴炉，加热介质可以根据工艺要求选择与配制。因电热元件与加热介质不接触，故溶液成分容易保持稳定。这类浴炉的主要缺点是：金属浴槽寿命较短，热惰性较大，浴液内温度梯度较大；重新启动时，浴槽的侧壁和底部容易过热，有造成喷盐的危险。

内部电极加热浴炉是将电极布置在熔盐液中，直接通电，以熔盐为发热体而产生热量。由于熔盐的电阻远大于金属电极，因此热量主要发生在熔盐中。电极浴炉工作的另一特点是交流电流通过电极和电极间熔盐时产生较强的电磁力，驱使熔盐在电极附近循环流动。特别是定向平行布置的电极，其电磁搅动力最强烈。

电极浴炉工作时，绝大部分电流从电极间邻近的熔盐流过，转化为热能并在该处形成高温，再向外传递。因此电极浴炉的温度场与电极布置有很大关系。电极间的熔盐易因温度过高而分解。在电极间的盐浴易从大气中溶入氧气，使电极和盐浴氧化。

电极浴炉的优点是炉子升温快，可用非金属浴槽，且可进行高、中、低温加热，故应用广泛。

依电极浸入盐液的方式，电极浴炉分为插入式和埋入式两种。图 4.4-1a 为插入式电极浴炉的一种结构示意图，其主要构件是盛盐液的浴槽和电极，电极从浴槽上方垂直插入式的电极结构简单，易于更换，且可随意调节电极间距。其缺点是电极占据液面较大位置，增加液面热损失和减少炉膛利用率。

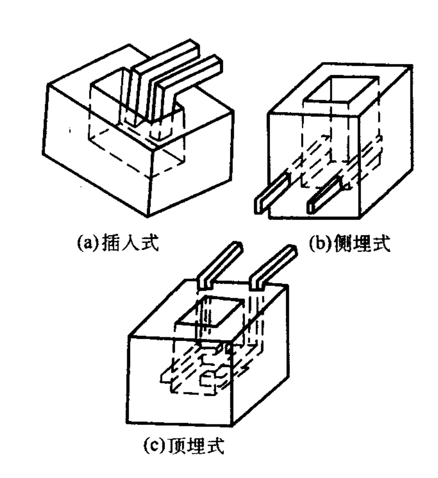


图 4.4-1　电极浴炉结构示意图

图 4.4-1b 和 c 为埋入式电极浴炉的电极侧埋式和顶埋式两种结构形式。电极都是从浴槽侧壁埋入，埋在浴槽砌体中，只有一面与熔盐接触。它的电极不占据液面位置，提高了炉膛利用率，有明显的节能作用，但电极结构较复杂，且无法更换和调节间距。

侧埋式电极浴炉的电极直接从炉后侧壁插入，其与砌体接触的间隙易漏盐；顶埋式的电极柄垂直向下埋入浴槽壁中，其下端与电极相连，因此不易漏盐，但结构较复杂。

内部管状加热元件加热浴炉是将管状加热元件直接插入浴液中加热，这种浴炉的优点是炉体结构简单紧凑，热效率高，温度均匀度好，便于炉温控制。其主要缺点是管状加热元件使用温度受金属管材料耐热和耐蚀性限制，以及管内电热丝负荷率较高，使用温度一般小于 400℃。

燃料加热浴炉属外热式加热浴炉，主要应用于中温浴炉，燃料便于就地取用，设备投资和生产费用较低廉。其缺点是浴槽易局部过热，寿命短，燃烧过程较难控制，炉温的均匀度和控制精度较差。这类浴炉的特性除加热方式外与外电热浴炉相似。

（3）浴炉的品种和代号

浴炉按结构型式和最高工作温度分为多个品种，如表 4.4-1 所示。

表 4.4-1　浴炉的品种和代号

品种代号	结构型式	最高工作温度/℃
RYN3	矩形浴槽，内部管状加热元件加热	300
RYN4		400
RYW5	矩形浴槽，外部电加热	550
RYW8	圆形浴槽，外部电加热	850
RYW6	矩形或圆形浴槽，内部电极加热	650
RYW8		850
RYW9		950
RYW13		1 300

2　低温浴炉

低温盐浴炉主要指 RYN 类和 RYW5 类两类。RYN 类浴炉采用金属浴槽，由装在浴槽内的管状加热元件加热。这类炉一般用油、碱或低熔点盐作浴液，使用温度低于 400℃。RYW5 类浴槽采用金属浴槽，由位于浴槽外的加热元件加热，用硝盐作浴剂时，使用温度限制在 550℃以下。

低温浴炉广泛用于马氏体分级淬火、贝氏体等温淬火、工件回火、形变铝合金热处理等。

低温浴炉浴液需要量决定于装载工件的质量和工艺要求。对贝氏体等温淬火，通常允许浴温在 ±6℃范围内波动，超过 ±6℃，硬度就会超出技术要求。对于马氏体分级淬火也要注意工件和夹具的质量，必须限制在它们的热量不足以使淬火介质温度超出允许的范围。

浴槽一般用优质碳素钢或渗铝低碳钢板内外熔焊而成。浴槽易受硝盐浴剂腐蚀，有的采用不锈钢制造。焊接浴槽必须保证焊接质量，避免焊缝渗漏。

浴槽的尺寸除能容纳所需的浴剂外，还应保证工作区的尺寸，即留有工件容积和间隔空间。马氏体分级淬火的一个重要注意点是工件之间要有合适的间隔，以使淬火剂能很好地流经每个零件。此外，还应考虑留有安装螺旋桨搅动浴剂的位置。浴槽顶部与浴液面要留有工件浸入浴槽时盐液上涌的空间；当利用浴槽侧壁作冷却面时，还要使浴槽侧壁有足够的换热面积。

常用加热装置有金属管状加热器和丝状电热元件。

金属管状加热元件直接插入浴槽内，热效率高，安装方便，主要问题是元件的套管易受硝盐腐蚀。元件安装时，其下端与槽底应留出 60 ~ 120 mm 的距离，以免被炉渣埋住，造成加热器过热，且便于清除槽内污物。

使用金属管状加热器时，应注意金属管的抗蚀性、允许的最高温度和负荷率。

对外电热式硝盐浴炉，当有必要在底部布置加热元件时，加热元件在底部的功率密度（kW/m^2）至少要比四周的小 20%，并且加热元件的控制回路应能使底部加热元件单独通断，而且只有四周加热元件已先接通，浴槽内的固体盐已部分熔化后，底部加热元件才能接通。

浴剂搅拌的作用是均匀槽内浴剂的温度。常用的有推进式搅拌器、压缩空气搅拌器和泵循环搅拌。

推进式搅拌器结构较复杂，虽然可以变动螺旋桨的位置和高度，但不能使整个槽内的盐液流动，搅拌不易均匀，压缩空气搅拌器的结构简单，搅拌的均匀性较好，目前多被采用。泵的循环可造成大量盐液的流动，虽然泵循环装置费用较高，但可以获得最大的冷却效果。

低温浴炉作分级淬火和贝氏体等温淬火用时，浴剂的降温是一个重要的问题。大多数的硝盐炉没有冷却装置而依赖浴炉的散热，使从工件吸收的热量与炉子的散热损失相等。主要依靠液面散热和浴槽壁散热，或吹冷空气冷却浴槽壁；或浸入平板圈以散失热量；或用蛇形水管放在浴槽内壁以冷却浴剂，但应注意防止蛇形管受腐蚀漏水造成事故。外热式电热低温浴炉技术参数见表 4.4-2，内热式电热低温浴炉技术数据见表 4.4-3。

表 4.4-2　外热式电热低温浴炉技术参数

项　目		单位	规　格						
			SY2-6-3	SY2-12-3	NS-85-61	NS-85-63	NS-85-63	NS-85-64	NS-85-65
溶剂		—	油	油	硝盐	硝盐	硝盐	硝盐	硝盐
功率		kW	6	12	15	20	38	45	36
电压		V	380	380	380	380	380	380	380
相数			3	3	3	3	3	3	3
接线方法			Y	Y	Y	Y	Y	Y	Y
最高温度		℃	300	300	550	550	550	550	550
升温时间		h	1	2	≤1.2	≤1.2	≤1.2	≤1.2	≤1.2
空载功率		kW	2.1	3	4.5	5	6	13	10
炉膛尺寸	长	mm	400	600					
	宽	mm	300	500	ϕ400	ϕ400	ϕ600	ϕ600	ϕ500
	深	mm	250	400	400	600	800	1 000	750
外形尺寸	长	mm	580	800	1 380	1 380	1 580	1 580	1 480
	宽	mm	560	760	1 220	1 220	1 420	1 420	1 320
	深	mm	660	810	1 510	1 710	1 710	1 910	1 650
重量		kg			1 250	1 510	2 050	3 100	2 500

表 4.4-3　内热式电热低温浴炉技术数据

项　目		单位	碱浴炉	等温淬火硝盐炉	回火硝盐炉
工作温度		℃	160 ~ 180	160 ~ 200	550
功率		kW	12	21	36
电压		V	380	380/220	380
相数			3	3/1	3
接线方法			Y	Y/串联	Y
炉膛尺寸	长	mm	600	850	600
	宽		550	600	500
	高		880	500	800
外形尺寸	长	mm	900	1 200	2 200
	宽		750	900	1 640
	高		1 290(无罩)	2 405(带罩)	1 660
重量		kg	400	590	1 780

3　外部电加热中温浴炉

这类浴炉标准型号为 RYW8 型。其典型结构如图 4.4-2 所示。炉体结构与井式电阻炉相似。

浴炉的炉壳用钢板焊接而成，并用型钢加固。浴炉底部应配有钢架，使炉壳底部离开地面不少于 75 mm，以利于底部通风。炉壳顶部的设计应考虑热膨胀的影响，以尽可能减少顶部的变形。

此类浴炉应设有用于安装通风排气的接口。在炉的下部应设有排液口，以备在浴槽泄漏时排出泄漏的浴液。炉底耐火层应有向排液口倾斜的流槽。排液口一般不设计封盖，但应用厚纸粘封。

炉衬的设计与制造应满足壳外表面温升的要求，其用材及结构与一般电阻炉相似。

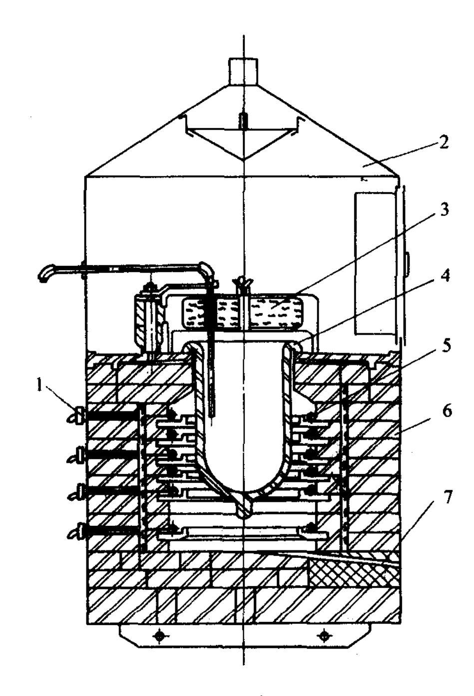


图 4.4-2　外部电加热式浴炉

1—接线座；2—炉罩；3—炉盖；4—浴槽；5—电热元件；6—炉衬；7—清理孔

外部电热热中温浴炉的浴槽应当用耐热钢浇注而成，呈半球形底圆筒形式，或用耐热钢板焊接而成，呈碟形底圆筒形式。浴槽顶部应有突缘，用于支撑浴槽在浴炉的顶板上和便于浴槽与顶板间的密封。焊接浴槽的壁厚应不小于 10 mm；铸造的约为 200 mm。

浴槽体积和尺寸主要决定于浴剂量和工件尺寸。浴剂量应保证有足够大的热容量，工件浸入后，浴剂温度不致明显降低，以保证工艺稳定和较高的生产率。一般经验中温浴炉所需盐量为每小时处理工件重量的 2～3 倍，高温浴炉按 1.5 倍确定。

浴槽尺寸一般为直径 250～900 mm，深 200～750 mm。浴槽尺寸太大时，虽可使浴槽底部支持在耐热的支座上，但会导致浴槽内的温度梯度过大，影响温度均匀度。

外电加热式盐浴炉的加热装置与井式电阻炉相似，常由电热合金线材或带材制成，一般应布置在浴槽四周，不宜布置在底部。在安设电热元件时，应注意如下几点。

1）电热元件的布置应位于浴槽内液面以下，以防液面以上部位的浴槽因过热而毁坏。

2）要严防盐液流入浴槽外安装电热元件的加热室内，以防盐蒸气腐蚀电热元件。为此浴槽上口边缘与炉面板应有足够大的重叠尺寸，并压紧，或使炉面板稍向外倾斜。

外部电加热中温浴炉的技术数据见表 4.4-4。

表 4.4-4　外部电加热中温浴炉的技术数据

项　目		单位	规　格		
			GY2-10-8	GY2-20-8	GY2-30-8
额定功率		kW	10	20	30
电压		V	220	380	380
相数		—	1	1	3
接线方式		—	串联	串联	Y
最高工作温度		℃	850	850	850
坩埚尺寸	直径	mm	200	300	400
	深度	mm	350	550	575
空炉升温时间		h	≤3	≤3.5	≤5.5
空载功率		kW	4	5	7
外形尺寸		mm	1 300×1 236×1 834	1 400×1 190×2 115	1 440×1 220×2 316
重量		kg	1 150	1 200	1 550

4　燃料加热中温浴炉

（1）结构型式

典型的气体或液体燃料加热的浴炉，烧嘴沿浴槽切线方向安置，火焰沿浴槽外壁旋转向下，加热浴槽，烟气由底部烟口排出。其浴槽的容积及结构与外部电加热中温浴相似，炉体与一般井式燃料炉相似。

（2）燃烧装置

圆形浴槽的燃料浴炉应选用火焰扩散角较小的烧嘴，同时要留有足够的燃烧通道，以免火焰冲射到浴槽上。

所用烧嘴的燃烧程度应可调，开始升温时应是低热量输入，使浴槽缓慢升温，待浴槽上部周围的盐熔化后，再逐渐加快加热，直至完全熔化。若在开炉时，浴槽底部和侧面过快加热，会造成底部熔化盐流向上喷射，所以要防止浴槽底部过早、过快及过大强度的加热。

烧嘴的数量与布置直接影响浴槽温度均匀度。当浴槽直径小于 600 mm 时，可在浴槽一侧安装一只烧嘴；浴槽直径较大，深度在 600～800 mm 时，可在两侧各安一个烧嘴；安装高度常在浴槽上部的 1/3 部位；浴槽深度更大时，应在上下层安装烧嘴。

为防止浴槽在烧嘴处局部烧坏，应经常转动浴槽，有时在易被烧坏的浴槽部位加一套筒。

液体燃料中温浴炉的技术性能见表 4.4-5。

表 4.4-5　液体燃料中温浴炉的技术性能

坩埚尺寸/mm		坩埚有效容积/L	生产率/kg	坩埚重量/kg	外形尺寸/mm		单位燃料消耗量/kJ·kg⁻¹	
直径	深度				直径	高度	600℃时	900℃时
200	350	8.5	20	49	910	2 100	2 090	5 020
200	535	14.3	35	73	910	2 100	1 465	3 770
250	350	13.2	35	62	1 060	2 200	1 675	4 180
250	535	22.0	50	86	1 060	2 200	1 380	3 350
250	610	26.0	60	95	1 060	2 200	1 255	3 140
300	535	31.0	70	130	1 060	2 200	1 255	3 140
300	610	37.0	80	146	1 060	2 200	1 170	2 930
400	535	59.0	100	160	1 170	2 200	1 300	3 140
400	610	69.0	125	210	1 170	2 200	1 170	2 930

5　插入式电极盐浴炉

这类炉子是电极浴炉的一种形式，电极从浴槽上方插入。

这类浴炉的浴槽一般用耐火砖砌筑或用耐火混凝土浇注而成。浴炉的炉壳用钢板焊接而成，并有型钢加固。浴炉底部配有钢架，使炉壳底离开地面不少于 75 mm，以利于底部通风。炉壳顶部应适当保温，以满足炉壳表面温升的要求。用于金属回火、等温退火金属浴槽插入式电极浴炉技术参数见表 4.4-6，用于液体渗碳金属浴槽插入式电极盐浴炉技术参数见表 4.4-7。

电极的布置形式主要决定于浴槽的形状、尺寸、炉膛温度均匀度、处理件的形状及工艺要求和炉子的功率等。电极按布置的基本特征分为近置（或称侧置）式和远置（或称对置）式两大类。

近置式的特征是：单相两电极、或三相本电极、或三相四根电极（其中两根同相），邻近布置；电流基本上在极间盐浴内流过并使盐浴发热，在工件处理区，基本上无电流流过，电极间的盐水受较强电磁力搅动（单相的比三相的大）。炉膛内的温度场是，电极区温度较高，远离电极区的温度较低，依靠盐浴对流和传导使温度均匀化；炉渣多沉积在电极的对面侧。

远置式的特征是：单相两电极或三相三电极分别布置在浴槽边缘的对面侧，电流流经整个炉膛工作区温度均匀；置于工作区的工件有电流流过，易造成工件尖角过热；电极导电面积较大，电流密度较小，电极使用寿命较长。

表 4.4-6　用于金属回火、等温退火金属浴槽插入式电极浴炉技术参数

温度/℃	工作空间尺寸/mm			输入功率/kW	加热能力/kg·h⁻¹
	A（长）	B（宽）	C（深）		
540～150	457	457	610	25	45
540～150	457	686	610	25	68
540～150	610	914	726	50	159

表 4.4-7　用于液体渗碳金属浴槽插入式电极盐浴炉技术参数

温度/℃	工作空间尺寸/mm			输入功率/kW	加热能力/$kg\cdot h^{-1}$
	A（长）	B（宽）	C（深）		
955～650	305	305	455	25	34
955～650	305	455	610	40	68
955～650	165	610	610	75	159

6　埋入式电极浴炉

这种炉子的电极从浴槽侧壁插入，埋在浴槽砌体中，除此之外，其余与插入式盐浴炉基本相同。单相埋入式电极盐浴炉的主要技术参数见表 4.4-8，三相埋入式电极盐浴炉的主要技术参数见表 4.4-9。

表 4.4-8　单相埋入式电极盐浴炉的主要技术参数

项目		单位	RDM-20-8 型	RDM-25-13 型
额定功率		kW	20	25
电源电压		V	380	380
电极电压		V	12～29.2	12～29.2
额定电极电压		V	24	24
相数		—	单	单
额定温度		℃	850	1 300
空炉耗损功率		kW	< 8	< 13
炉膛尺寸	长	mm	200	200
	宽	mm	200	200
	深	mm	600	600
外形尺寸	长	mm	1 060	1 060
	宽	mm	860	860
	高	mm	935	935
重量		kg	1 000	1 000
配套变压器		型号	ZUDG3-30-3	ZUDG3-30-3

表 4.4-9　三相埋入式电极盐浴炉的主要技术参数

项目		单位	RDM-30-8	RDM-45-13	RDM-30-6	RDM-45-8	RDM-70-13	RDM-45-6	RDM-70-8	RDM-90-13	RDM-90-6	RDM-130-8
额定功率		kW	30	45	30	45	70	45	70	90	90	130
电源电压		V	380	380	380	380	380	380	380	380	380	380
电极电压		V	14.48～30.74	14.48～30.59	14.48～30.74	14.48～30.59	16.15～34	14.48～30.59	16.15～34	16.25～34.55	16.25～34.55	16.15～34
额定电极电压		V	25.12	25.1	25.12	35.1	28	25.1	28	28.14	28.14	28
相数			3	3	3	3	3	3	3	3	3	3
额定温度		℃	850	1 300	650	850	1 300	650	850	1 300	650	850
空炉损耗功率		kW	< 13	< 26	< 8	< 18	< 35	< 12	< 24	< 50	< 34	< 50
炉膛尺寸	长	mm	300	300	350	350	350	450	450	450	900	900
	宽	mm	250	250	350	300	300	350	350	350	450	450
	深	mm	700	700	700	700	700	700	700	700	700	700
外形尺寸	长	mm	1 160	1 260	1 210	1 210	1 310	1 310	1 310	1 410	1 560	1 560
	宽	mm	910	1 010	960	960	1 060	1 010	1 010	1 110	1 310	1 310
	深	mm	1 070	1 070	1 070	1 070	1 070	1 070	1 070	1 070	1 070	1 070

续表 4.4-9

项目	单位	RDM-30-8	RDM-45-13	RDM-30-6	RDM-45-8	RDM-70-13	RDM-45-6	RDM-70-8	RDM-90-13	RDM-90-6	RDM-130-8
重量	kg	1 230	1 360	1 520	1 530	1 730	1 630	1 640	1 770	2 700	2 670
配套变压器	型号	$ZUSG_3$－25－3	$ZUSG_3$－50－3	$ZUSG_3$－35－3	$ZUSG_3$－50－3	$ZUSG_3$－75－3	$ZUSG_3$－50－3	$ZUSG_3$－75－3	$ZUSG_3$－100－3	$ZUSG_3$－100－3	$ZUSG_3$－150－3

7　流态粒子炉

流态粒子炉是炉膛中具有处于流动状态粒子的炉子，它是利用流态化技术开发的一种热处理炉，已广泛应用于热处理生产。

流态粒子炉由炉体、炉罐、粒子布风板等部分组成，如图4.4-3所示。在炉罐内的固态粒子形成流态床，工件在流态床中加热、冷却或进行化学热处理。

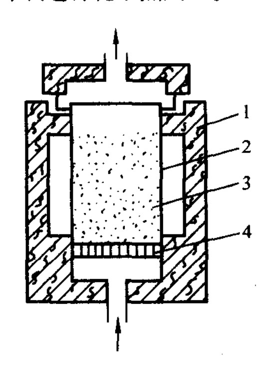


图4.4-3　流态粒子炉结构示意图
1—炉体；2—炉罐；3—粒子；4—布风板

(1) 流态化过程

1) 流态化的各个阶段，流态粒子炉内固体粒子所处的空间称流化床或床层。粒子的运动状态随通过气体的速度而变化。当流速低时，气体从静止粒子间的空隙穿过，此时床层不动，称固定床。当流速达到某一数值，使气体所产生的上托力等于粒子重力时，粒子互相分离，床层开始膨胀，此时的床层称膨胀床。当流速增大到使粒子可自由在气体中运动，使床层尤如流体时（即所谓起始流态化），此时的气体速度称初始流态化速度。气体速度进一步增大，床层体积明显增大，呈平稳悬浮状态，此时的床层称散式或平稳流态化床。气体流速再次增加，床层部体积减小，称为沸腾流态化或鼓泡流态化床。此状态是热处理常用的流态化状态。

2) 流态化速度，流态化床的一个最重要的参数是初始流态化速度，它随粒子和气流和特性而异，它可由试验测定。

初始流化速度是指实际温度下的气流速度，由于气体随温度升高而膨胀，气体黏度随温度升高而增大，因此，工作温度越高，所需气体量将越小。

流态化正常工作在初始流态化速度与极限流态化速度之间的范围。在此区间存在着一个换热系数最大和流态化稳定的最佳流速，此值一般为初始流态化的1.3～3.0倍，生产中可根据流态化状态确定。

(2) 流态化粒子

在流态化炉中，粒子是加热介质，它在气流作用下，形成紊流，与被加热工件进行无规则的碰撞，从而进行传热和传质，完成热处理过程。

粒子又是形成流态的主体，它影响到是否可形成均相的流态化和均相的热处理气氛状态，影响炉内温度均匀度和气体消耗量。

通常把流态化粒子分为四类，即A（细颗粒）、B（粗颗粒）、C（过细颗粒）、D（过粗颗粒）类。

平均颗粒径在20 μm以下时易吹散，难于形成正常流态化；平均颗粒粒径在0.5 mm以上的，也难于形成正常流态化，一般用于喷动床；粒径在40～1 000 μm之间，气－固密度差为1000～4 000 kg/m^3 的，是最易形成流态化的颗粒。

热处理流态化炉常用的粒子随炉型而异。

1) 碳粒，碳粒是导电性粒子。在流态炉中与空气发生燃烧反应，主要用于电极加热流态化炉，碳粒微粉易飞扬，应除尘良好。

碳粒在800℃以下为弱氧化性，800～900℃呈中性，1 000℃以上呈渗碳性。碳粒的堆积密度为0.76 g/cm^3，用碳粒作为流态化粒子时，其粒度组成推荐选配范围如表4.4-10所示。

表4.4-10　粒度组成推荐选配范围

粒度/μm	0.2～0.14	0.14～0.076	<0.076	流化质量与床层性能
含量	10～15	55～56	25～30	较好
质量分数/%	15～25	40～50	35～40	尚可

2) 耐火材料颗粒，用得最多的是刚玉颗粒，它是中性粒子，与热处理气氛一般不发生反应，耐高温，耐磨。用于中高温的耐火材料粒子应不含Fe，以免Fe熔化粘结粒子。

3) 氧化铝空心球，这类粒子因体积密度小，有利于降低初始化速度，圆形度好，易均匀流化；主要缺点是强度较低，易破碎，使用中需定期筛分。市场购入的空心球需经水选筛分。

氧化铝空心球的堆积密度约为0.35 g/cm^3，它用于渗碳、渗氮和保护加热的外部加热流态化以减少气氛的消耗量；用于内部燃烧的流态粒子炉，工作温度为900℃时，平均粒径约为0.7 mm；工作温度为1 050℃时，平均粒径约为1.1 mm。

(3) 流态化气体

流态化气体有两个作用：一是作为流态化气体，使粒子流化；二是作为热处理气氛，满足工件保护加热、渗碳、渗氮等工艺要求。

热处理流态化炉常用的气体有如下几种。

1) 空气　空气是最廉价的流态化气氛，但它是氧化性气氛。工业用的压缩空气又常含有较多的水分，一般需过滤或干燥后使用。空气主要用于不要求防氧化的外热式流态化炉或用于碳粒作粒子的流态化炉及用于内燃式流态化炉作可燃气体助燃剂。

2) 氮气及氮基气氛　经净化的氮气可作为外热式流态化炉的气体，或者添加还原性或渗碳性气体，组成适用于不同热处理要求的气氛。主要用于外热式流态化炉。

3) 可燃气体　可燃气体有丙烷、丁烷、液化石油气和天然气等，它们与按一定比例空气混合可产生不同燃烧程度的流态化气氛。当空气过剩系数≥1时，进行完全燃烧，炉气氛为氧化性所产生的热量用于加热炉和工件；当空气过剩

系数<1～0.5时，发生不完全燃烧，如同产生放热型气氛，这种气体主要用于内燃式流态化气体；当空气过剩系数<0.3时，则可产生相当于吸热型气氛，作渗碳性的气体。

4）其他气体　对外热式流态化炉，流态化气体可以任意配制，如氨的裂化气、甲醇裂化气等。

（4）流态粒子炉的基本类型

根据向流态床输入热能的方式，可将流态床分为直接电阻加热式、外部电阻元件加热式、内部电阻元件加热式、外部燃烧加热式和内部燃烧加热式等几种类型。

1）直接电阻加热式流态粒子炉　这类炉子是通过设置在炉膛侧壁上的电极及炉膛内的碳粒子导电加热。碳粒既是加热介质，又是导电体和发热体。图4.4-4为RL型流态粒子炉装置系统示意图，表4.4-11为RL型直接电阻加热流态粒子炉的产品规格和技术参数，表4.4-12为TH型直接电阻加热流态粒子炉的产品规格和技术参数。

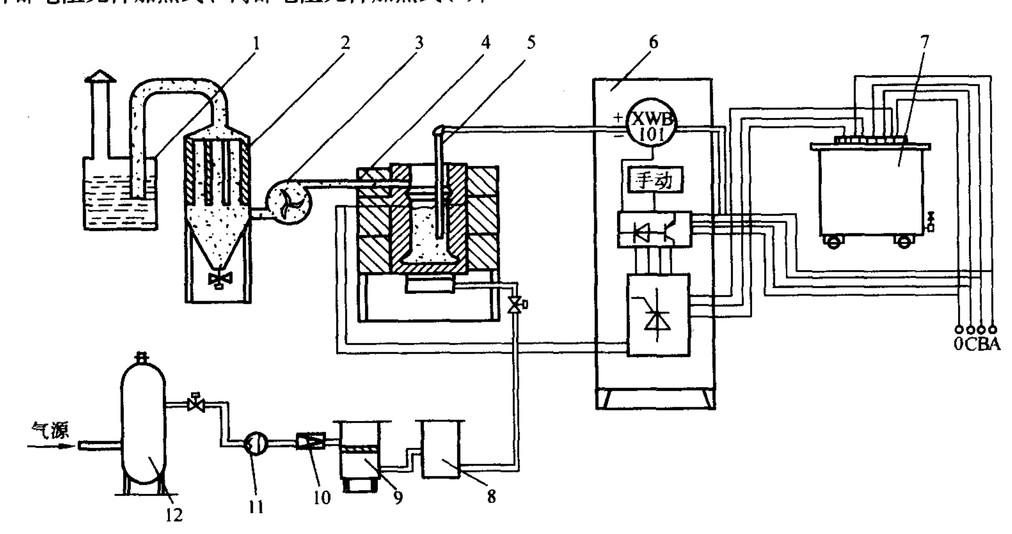


图4.4-4　RL系列流态粒子炉装置系统示意图

1—过滤器；2—布袋式除尘器；3—吸风机；4—炉体；5—热电偶；6—控制器；7—变压器；8—干燥器；9—滤油筒；10—调压阀；11—分水滤气器；12—储气罐

表4.4-11　RL型直接电阻加热流态粒子炉产品规格及技术参数

型　号	RL-30-10	RL-45-10	RL-75-10	RL-100-10
额定功率/kW	30	45	75	100
额定电压/V	110、140	110、150	110、160	110、160
温度/℃	1 000	1 000	1 000	1 000
炉膛（长×宽×深）/mm	250×350×420	300×400×500	400×500×550	450×550×600
空炉升温时间/min		35～60	40～70	45～75
空炉损耗功率/kW		10	20	
风室压力/kPa		2～6	2～6	
空气流量/$m^3 \cdot h^{-1}$		18～25	30～40	
石墨装载量/kg		40	70	
炉体外形尺寸（长×宽×深）/mm		920×880×1 350～1 800	1 070×920×1 647～2 000	

表4.4-12　TH型直接电阻加热流态粒子炉的产品规格及技术参数

项　目	单位	TH-00-80型	TH-01-35型	TH-02-5型
结构特点	—	内热式，直流	内热式，交流	双热式，交流
炉膛尺寸	mm	ϕ600×1 000	ϕ400×600	ϕ250×400
固定床高度	mm	800	480	330
流态床高度	mm	1 000	600	400
升温平均功率	kW	75	35	8
正常使用温度	℃	950	950	1 000
升温到900℃时间	h	1～1.3	0.6～1	0.5～1

续表 4.4-12

项　　目	单位	TH-00-80 型	TH-01-35 型	TH-02-5 型
有效区最大温差	℃	6	4	3
控温精度	℃	±3	±5	±3
负载温度回升时间	min	10	10	10
900℃时气体流量	m^3/h	4~10	3~8	根据导电粒子和非导电粒子使用情况决定
常温时气体流量	m^3/h	~16	~14	
风室压降	kPa	~12	~12	
900℃时炉气 CO_2/CO	%	10.9/24.4	10.9~24.4	
石墨粒子装载量	kg	156	55	
石墨粒子绝对消耗量	kg/h	0.5	0.3	0.2
吸尘效率	%	96	96	96
工作区电位特性	—	等电位	等电位	无电场

2）外部电阻元件加热式流态粒子炉　这类炉子是用电热元件在炉罐外加热，粒子多采用非导电体耐火材料粒子。流态化气体可根据热处理工艺需要配制。可用于工件渗碳、渗氮、光亮淬火及回火等热处理。该炉的主要缺点是因耐火材料粒子热导率较小，空炉升温时间较长。

3）内部电阻元件加热式流态粒子炉　这类炉子是用电热元件布置在粒子中，根据炉子工作温度，选用加热元件。该种炉型保证加热元件附近的良好的流态化状态，无局部过热，以免毁坏电阻元件。

4）内部燃烧加热式流态粒子炉　这类炉子采用可燃气体作为流态化气体和热源，可燃气体在炉床上面点燃，火焰向下传递。炉子工作温度一般为 800~1 200℃，主要用于工件淬火加热。

编写：佟晓辉（北京机电研究所）

第 5 章　热处理燃料炉

1　常用燃料炉分类

燃料炉是利用各种燃料产生的热量在炉内对热处理工件进行加热的设备，所用的发热元件是各种燃烧装置，或是带有燃烧装置的辐射管。热处理燃料炉所用燃料来源广泛，与电阻相比价格也较便宜，便于因地制宜建造不同结构和不同用途的炉子，在妥善操作和科学管理的条件下有利于降低生产费用，以洁净煤气或轻柴油为燃料时能取得高炉温、高加热速度、高生产能力的热工性能。当采用自动控制系统时，通过对炉温、炉压、炉气成分、燃料流量与压力、空气流量与压力的检测和控制，能实现较为精确的热工控制。燃烧过程的空气系数可控制在 1.15 以下；炉温均匀度可达 ±5℃。但以煤、热脏煤气或重（渣）油为燃料时，则难以实现精确控制，也易造成环境污染。

按炉温范围、炉型结构及生产用途划分的常用热处理燃料炉的类型见表 4.5-1。

表 4.5-1　常用热处理燃料炉的类型

炉型	炉温/℃	结构特点	生产用途
室式热处理炉	650 ~ 950	室状炉膛，开闭式炉门，燃烧室以数条燃道形式置于炉底下部，形成炉气循环	小批量，小型工件热处理加热
台车式热处理炉	650 ~ 1 150	室状炉膛，炉底为可进出炉膛的台车，炉外装料，台车入炉加热，加热过程结束后出炉卸料	中、大型工件成批热处理加热
井式热处理炉	650 ~ 1 100	圆形井状炉膛，开闭式顶炉盖，用专用吊具吊挂装料	细长件（轴、杆）热处理加热
连续式热处理炉	650 ~ 1 100	机械推料，或机械化炉底输料，炉膛多划分温度区段，常见炉型有环形炉、推杆式炉、辊底炉、输送带式炉等	中、小型工件成批连续加热
罩式炉	650 ~ 1 100	炉体为一罩子，或炉底不动，炉罩移动；或炉罩不动炉底移动	工件成批热处理加热
步进式炉	650 ~ 950	属于连续式炉，炉膛划分区段，依靠专用的步进机构使工件在炉内移动的一种机械化炉	规则工件成批连续加热
振底式炉	650 ~ 1 100	属于连续式炉，炉膛划分温度区段，依靠炉底振动输料，有气动或凸轮与弹簧配合的振动机构	小型工件成批连续加热
差温热处理炉	1 000 ~ 1 100	炉膛可以开合，分立式和卧式两种，利用传动小车将炉膛拉开或闭合	将轧辊表面快速加热后进行淬火
牵引式炉	900 ~ 1 000	钢丝或钢带悬挂在炉子两端支撑辊上，通过出料端牵引机构将钢丝牵引出炉并在炉内完成加热过程	钢丝、钢带的退火或淬火

2　燃料炉炉型选择

炉型选择涉及多方面的问题，炉型选择不当将造成炉子热工性能不佳，不能完成加热工艺要求，导致产品质量不合格，还会造成能源浪费、污染环境和操作维修不便，因此正确选择炉型至关重要。

燃料种类、燃烧装置类别、预热器类别及排烟方式等是综合选择燃料炉炉型结构的诸要素。

（1）燃料选择

1）用于燃料炉的固体燃料主要是烟煤，不宜使用无烟煤和贫煤，也有使用煤粉的。各地煤种差异较大，必须掌握煤质特性，如发热量、发挥分、灰熔点、粘结性及成分分析等数据，然后按燃烧装置的使用要求因地制宜选用合适的煤种。

以煤为燃料不易控制燃烧过程，烟尘危害也较大。因此需要精确控制炉温、精确控制燃料与空气配比和实行少无氧化加热的炉子，不宜使用煤或煤粉为燃料。

2）理想的液体燃料是柴油，由于受燃料供应条件的限制，目前不少工厂多以重油或渣油为燃料。柴油的黏度低，不需加热即可使用。但使用重油和渣油时必须对油进行加热和过滤，使油具有符合燃油烧嘴所需的低黏度值和洁净度后方可使用。

油的发热量高，燃烧后的热量利用率也高，配以合适的燃烧装置可以获得较高的炉温和较快的加热速度。在同类型炉子和完成相同产量的情况下，用油比用其他燃料有利于节约燃料。

3）气体燃料选择　大型机械工厂多使用清洗后的发生炉煤气、焦炉煤气（或城市煤气）和天然气，少数工厂也有使用混合煤气、水煤气、液化石油气和未经清洗的发生炉热煤气等。

各种煤气按送至炉前所具有的压力值分为高压和低压两种：高压煤气的工作压力 ≥12 kPa；低压煤气的工作压力 ≤5 kPa。

对小型热处理炉，由于炉膛尺寸小，温度控制易于控制，可以选用高压煤气配以高压喷射式烧嘴。这种烧嘴的优点是：在煤气的喷射作用下，燃烧所需空气能自动按比例来吸入，而且混合条件好，具有燃烧完全和操作简单的特点。如果炉子不设置空气预热器，则可省去提供助燃空气的风机。但高压烧嘴的突出缺点是：炉膛正压较大时，助燃空气不能按比例吸入而造成燃烧不完全；火焰较短且长短不宜调节；空气、煤气预热温度较高时易产生回火现象。

对大型热处理炉，由于炉膛尺寸大，温度不易控制，适于采用低压煤气配以低压煤气烧嘴或高速烧嘴，其突出优点如下。

① 由于是风机供风，空气、煤气强制混合，燃烧所需空气量充分。

② 火焰较长且其长度易调节，特别适用于大型热处理炉。

③ 炉内气氛循环好，有利于均匀炉温。

由于发生炉热煤气输送压力低（500 Pa 左右）、含尘含焦油多、供气量不稳定并且不能采用自动控制系统，因此不适用于热处理燃料炉。

（2）燃烧装置选择

选用不同类型的燃烧装置，在一定程度上影响着炉体结构；煤气烧嘴和油嘴在同一炉型中作相互改变时对炉型结构影响尚不大，但煤炉选型时随燃烧装置的不同则有较大的变化；尤其从燃煤炉型改变为燃气或燃油炉型，在炉型结构上却有根本性的变化。

采用人工加煤燃烧室的普通煤炉，燃烧过程不稳定，烟尘危害大。在每一加煤间隔时间内，炉温波动范围达 100℃ 以上，煤燃烧过程的空气系数高达 1.3～1.5，这种炉型应予淘汰。

采用阶梯式或水平式往复炉排燃煤机，或采用下饲式螺旋加煤机，均有助于改善燃烧过程和提高加热质量。带有简易煤气化燃烧室的煤气化炉，如能按质供应不粘结或弱粘结煤，也能取得较好的加热效果。

除常规使用的高压喷射式和低压涡流式烧嘴外，还使用高速烧嘴、换热式（自身预热）烧嘴，长火焰式烧嘴是近年来应用较广的一些高效烧嘴。

3　燃料炉附属设备

（1）燃烧装置

燃烧装置是用来实现燃烧并提供具有一定温度和一定流动特性的燃烧气体，各种燃烧装置应具备以下基本性能。

1）能保证燃料实现完全燃烧，或在规定条件下能控制燃料不完全燃烧，或在规定条件下能控制燃料不完全燃烧的气体成分。

2）燃烧过程稳定，能保证连续向炉内提供热量。

3）能使火焰的外形、方向、刚性及铺展性符合炉型及加热工艺要求。

4）结构简单，操作维修方便。

热处理燃料炉常用的燃烧装置有各种煤气烧嘴、油嘴、煤粉烧嘴、燃煤机及辐射管。

（2）煤气烧嘴

煤气烧嘴分有焰烧嘴和无焰烧嘴两类，有焰烧嘴的特点是：煤气与助燃空气在烧嘴内部只进行部分混合或不进行混合，喷出烧嘴后再边混合边燃烧，火焰较长且有明显轮廓，如低压煤气烧嘴、平焰烧嘴、自身预热烧嘴等；无焰烧嘴的特点是：煤气与空气在烧嘴内部即已完全混合，混合气喷出烧嘴后能立即完全燃烧，因而火焰短、温度高，如高压喷射式烧嘴。高压喷射式烧嘴易使工件过烧，不适应煤气压力大范围波动，炉膛正压大时易出现在空气引入量不足和发生回火现象，这种烧嘴目前不宜使用。热处理炉宜使用有焰烧嘴，便于组织炉内气体流动，促使炉温均匀和不易使工件过烧。

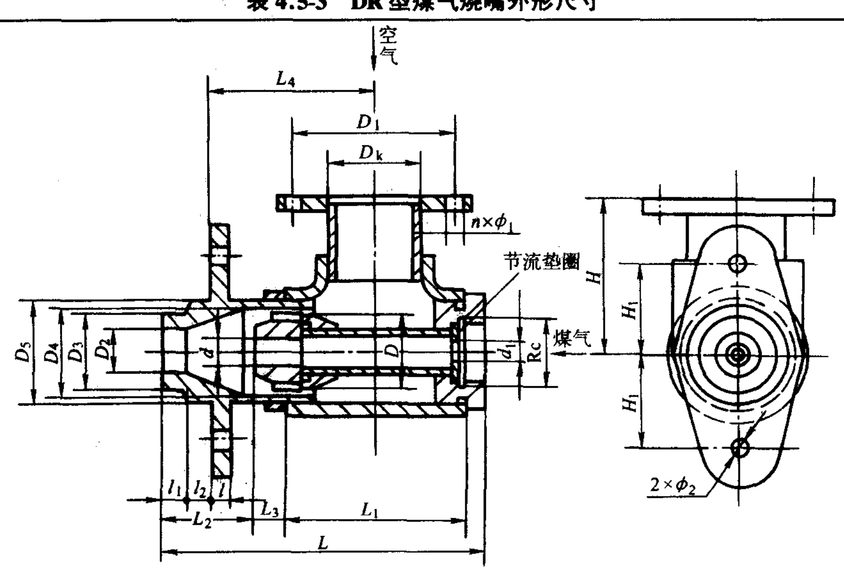
1）DR 型低压煤气烧嘴，空气流经煤气喷口与 DR 型低压煤气烧嘴壳体之间带有倾斜导向叶片的空隙时，产生强烈旋转运动，使煤气与空气强制混合。进烧嘴前要求的煤气压力范围为 400～1 200 Pa，额定压力 800 Pa。进烧嘴前空气压力为 2 000～2 500 Pa，额定压力 2 000 Pa。该型烧嘴可燃烧发生炉煤气、混合煤气和焦炉煤气。烧嘴性能数据见表 4.5-2，外形尺寸见表 4.5-3。

2）DT 型低压天然气烧嘴，天然气压力范围为 150～5 000 Pa，额定压力 5 000 Pa。空气压力为 60～3 000 Pa，额定压力 3 000 Pa。烧嘴性能数据见表 4.5-4，外形尺寸见表 4.5-5。

表 4.5-2　DR 型煤气烧嘴性能数据

煤气低发热值 Q_d/kJ·m^{-3}	DR-3				DR-4				DR-5				DR-6				DR-7			
	d /mm	D /mm	G /in	V /m^3·h^{-1}	d /mm	D /mm	G/ in	V /m^3·h^{-1}	d /mm	D /mm	G /in	V /m^3·h^{-1}	d /mm	D /mm	G /in	V /m^3·h^{-1}	d /mm	D /mm	G /in	V /m^3·h^{-1}
16 750	15	58	1	25	21	75	2	50	28	80	2	85	3 3	10 0	2	125	42	121	3	190
8 375	22	62	2	45	30	80	2	90	40	98	3	150	5 0	11 0	3	230	61	128	4	350
6 700	24	63	2	55	34	82	3	110	45	102	4	180	5 5	11 3	4	275	68.7	133	5	412
5 440	26	64	2	60	36	84	3	120	48	105	4	200	5 8	11 5	4	300	73	135	6	450

表 4.5-3　DR 型煤气烧嘴外形尺寸　　mm



续表 4.5-3

型　号	d_1	d_k/in	G、d，D	D_1	L	L_1	L_2	L_3	L_4	H	H_1
DR-3	查图 4.5-1	$2\frac{1}{2}$	见表 4.5-2	130	258	130	80	23	123	130	75
DR-4		3		150	305	150	90	40	170	145	85
DR-5		4		170	390	210	70	80	210	165	100
DR-6		4		170	440	240	100	75	250	180	115
DR-7		5		200	505	270	110	90	290	210	130

型　号	l	l_1	l_2	n	ϕ_1	ϕ_2	D_2	D_3	D_4	D_5	l_3
DR-3	16	25	20	4	14	22	44	75	75	86	26
DR-4	16	25	20	4	18	22	62	95	100	110	31
DR-5	16	25	20	4	18	22	78	110	120	125	31
DR-6	16	25	20	4	18	22	96	125	135	145	31
DR-7	20	25	20	8	18	22	115	145	155	170	40

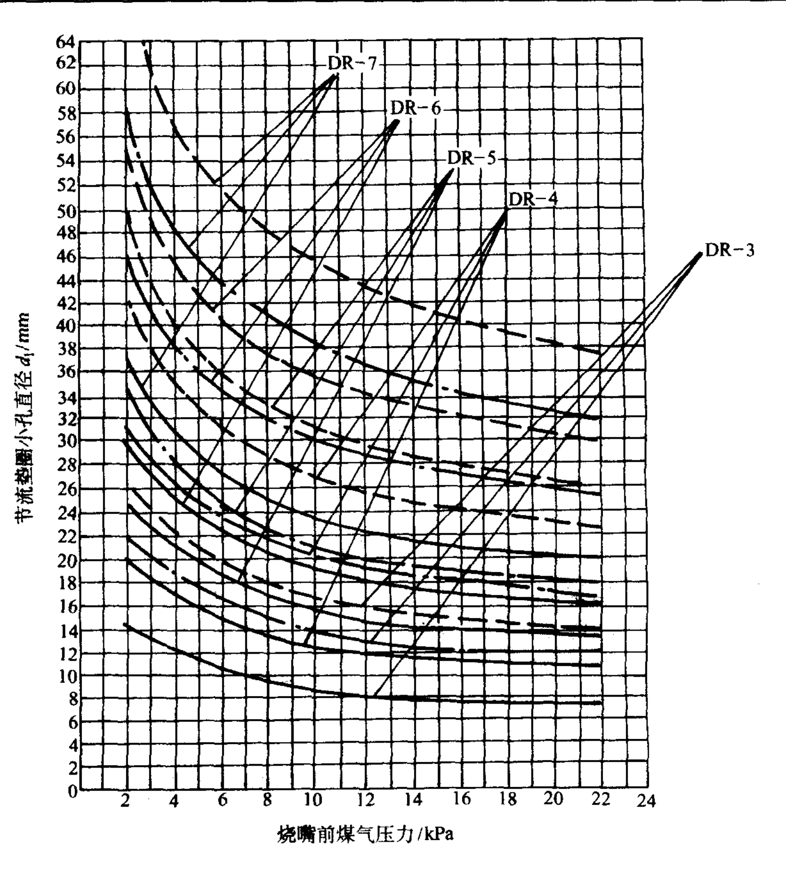


图 4.5-1　烧嘴前节流垫圈小孔直径 d_1 计算图

——发生炉煤气；—·—·—混合煤气；- - - 焦炉煤气

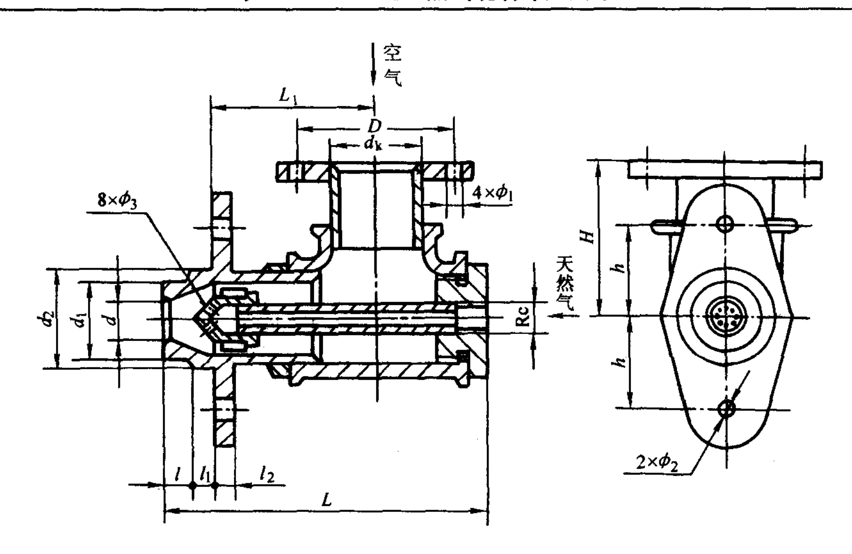
表 4.5-4　DT 型天然气烧嘴性能数据

型号	天然气量 /m³·h⁻¹	空气量 /m³·h⁻¹	天然气压力 /Pa	空气压力 /Pa
DT-1	12	120	5 000	3 000
DT-2	18	180		
DT-3	26	260		
DT-4	50	500	500	300
DT-5	72	720		

3）高速烧嘴　高速烧嘴的燃烧气体出口速度可达 100～300 m/s。速度愈高，燃料与空气所需动能愈大，伴随的噪声亦愈大。目前所使用的高速烧嘴其燃烧气体出口速度为 100～120 m/s，通过掺入二次空气使出口的燃烧气体温度可降低到与工件的加热温度相接近，因此能强化对流传热，均匀炉温并能防止工件过烧。具备这一性能的烧嘴又称为高速调温烧嘴。图 4.5-2 为燃烧发生炉煤气的 FR 型高速调温烧嘴结构示意图，性能数据见表 4.5-6，烧嘴尺寸见表 4.5-7。

4）自身预热烧嘴　自身预热烧嘴是将烧嘴、预热器、

表 4.5-5　DT 型天然气烧嘴外形尺寸　　mm



型号	d_k/in	G/in	D	d	d_1	d_2	L	L_1	l	l_1	l_2	H	h	ϕ_1	ϕ_2	ϕ_3	n
DT-1	$2\frac{1}{2}$	$\frac{3}{4}$	130	35	75	100	237	111	25	20	16	200	85	14	18	3.5	4
DT-2	$2\frac{1}{2}$	$\frac{3}{4}$	130	45	85	100	237	111	25	20	16	200	85	14	18	4	4
DT-3	3	1	150	55	85	100	292	155	25	20	16	170	85	18	18	4.5	4
DT-4	4	$1\frac{1}{4}$	170	80	120	130	336	180	25	20	16	220	100	18	22	6	4
DT-5	5	$1\frac{1}{2}$	200	90	120	130	377	200	25	20	16	220	100	18	22	8	8

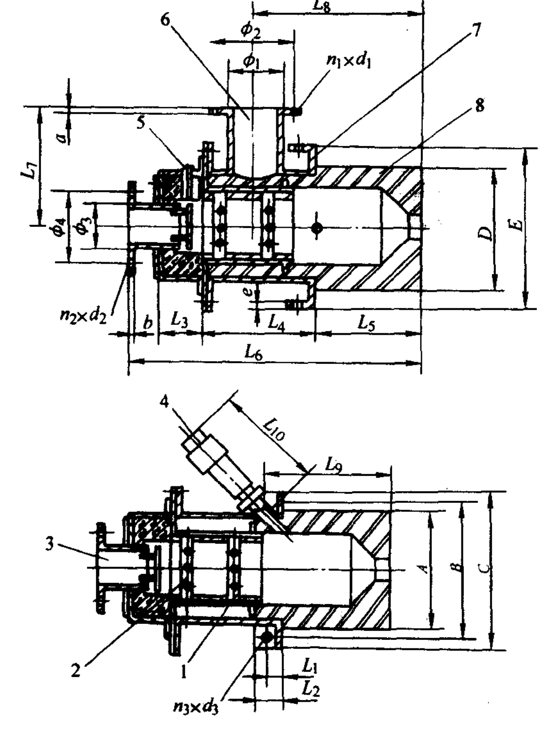


图 4.5-2　FR 型高速调温烧嘴

1—二次空气管；2—一次空气管；3—煤气接管；4—火焰监测装置；5—电点火装置；6—空气接管；7—固定板；8—烧嘴砖

表 4.5-6　FR 型高速调温烧嘴性能

名　称	FR-1	FR-2	FR-3	FR-4
燃烧能力/$m^3\cdot h^{-1}$	60	120	200	300
空气量（$\alpha=1.05$）/$m^3\cdot h^{-1}$	72	145	240	360
煤气低发热量/$kJ\cdot m^{-3}$	5 650			
烧嘴前煤气压力/Pa	3 500 ~ 1 500			
烧嘴前空气压力/Pa	4 000 ~ 5 000			
烧嘴出口最高流速/$m\cdot s^{-1}$	≈140			
烧嘴出口气流温度/℃	200 ~ 1 300			
调节比	1:15			

排烟系统组合为一体，具有结构紧凑、热效率高和节能显著的特点。这种烧嘴可使用各种煤气和燃料油，烧嘴芯管的外部由多层环缝式预热器及垂直筒式预热器构成，依靠引射器产生的负压将炉内烟气吸入预热器的中间环缝，助燃空气是由切线方向进入垂直筒式预热器，初步预热后再进入水平环缝式预热器，空气预热温度达 350 ~ 500℃，而且沿途温降很少。由于助燃空气带入了大量物理热，因而能加快升温速度和显著节约燃料。表 4.5-8 为 FQR 型自身预热烧嘴的技术性能。

表 4.5-7　FR 型高速调温烧嘴尺寸　mm

型号	ϕ_1/in	ϕ_2	ϕ_3/in	ϕ_4	L_1	L_2	L_3	L_4	L_5	L_6	L_7	L_8	L_9
FR-1	2	130	2	110	33	55	90	195	160	515	210	275	205
FR-2	4	170	3	150	33	55	90	240	240	635	250	370	280
FR-3	5	200	4	170	35	60	95	280	295	735	280	440	335
FS-4	6	225	5	200	35	60	100	295	335	795	300	490	375

型号	L_{10}	A	B	C	D	E	a	b	c	n_1	d_1	n_2	d_2	n_3	d_3
FR-1	235	230	255	305	230	305	10	12	14	4	14	4	12	4	18
FR-2	235	270	285	345	270	345	12	14	14	4	18	4	18	4	18
FR-3	235	330	350	410	330	410	12	14	16	8	18	4	18	4	22
FR-4	235	350	365	425	350	425	12	14	16	8	18	8	18	4	22

表 4.5-8　FQR 型自身预热烧嘴技术性能

烧嘴型号	烧嘴能力		烧嘴前燃料压力		蒸汽或压缩空气压力/MPa	风机压力/kPa	助燃空气量/$m^3 \cdot h^{-1}$
	燃油/$kg \cdot h^{-1}$	燃煤气/$m^3 \cdot h^{-1}$	燃油/MPa	燃煤气/Pa			
ZYR-1-20	20	—	≥0.25		≥0.5	≥8	242
TQR-1-25	—	天然气 25	—	≥50 000			256
JQR-J-50		焦炉煤气 150	—	≥30 000			223
FQR-1-150		发生炉煤气 150	—	≥8 000			189
DFQR-1-150			—	≥600			189
ZYR-1-40	40	—	≥0.25	—	≥0.5		484
TQR-1-50	—	天然气 50	—	≥50 000			512
JQR-1-100		焦炉煤气 100	—	≥30 000			446
FQR-1-300		发生炉煤气 300	—	≥8 000			378
DFQR-1-300				≥600			378
ZYR-1-60	60	—	≥0.25	—	≥0.5		726
TQR-1-75	—	天然气 75	—	≥50 000			768
JRF-1-175		焦炉煤气 150	—	≥30 000			669
FQD-1-450		发生炉煤气 450	—	≥8 000			567
DFQR-1-450			—	≥600			567

4　燃油烧嘴

燃油烧嘴通称油嘴。按雾化介质类别分低压油嘴和高压油嘴两类。低压油嘴以助燃空气为雾化剂，空气压力范围 30～150 kPa，燃烧能量不超过 200 kg/h，能量过大，喷嘴截面变大，不易保证雾化质量。高压油嘴以蒸气或压缩空气为雾化剂，雾化性能好，燃烧能量高，但火焰长，噪声高，易引起工件过烧，在热处理炉上很少使用。热处理炉经常使用的有 RK 型、F 型、F－RK 型、QRF 型、DBR 型等低压油嘴。

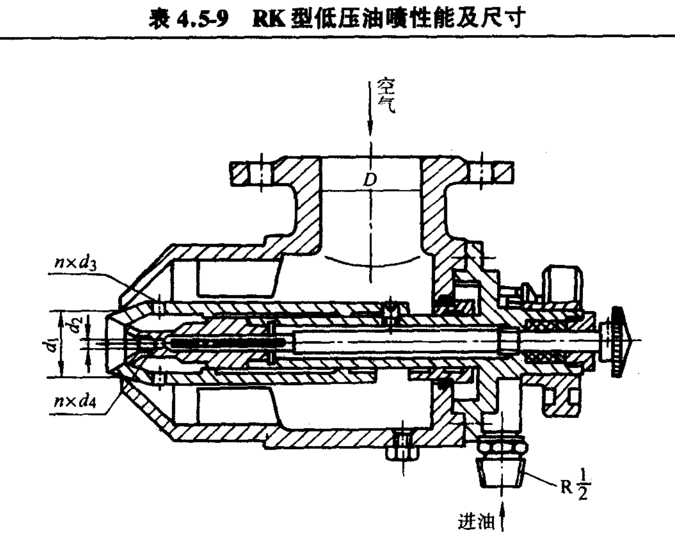
1）RKG 型油嘴　RK 型油嘴是吸取旧有 R 型油嘴三级雾化风量调节结构和 K 型油嘴油量调节结构组合而制成的。油量调节是通过旋转锥形把手，带动控油针前后移动来改变喷油孔面积而实现油量调节的，控油针还起到疏通油孔防止堵塞的作用。风量调节是通过转动调风轮，在螺旋槽和导向螺钉作用下使空气喷头前后移动，相应改变了二次风和三次风的出口面积而达到调节风量的目的。该型油嘴结构较简单，对燃料油适应性强，但不能实现油和空气按比例自动调节。油嘴前油压 50～150 kPa，油嘴前风压 4～8 kPa，雾化粒径 52～133 μm，火焰长 600～1 400 mm，火焰张角 25°～30°，调节比 1:3.5。性能及尺寸见表 4.5-9。

2）F 型、F－RF 型油压自动比例调节油嘴。其特点是利用油压的改变使供油量变化，并能自动按比例使空气量也相应变化，从而实现油、空气自动按比例调节。

需增大油嘴能量时，可将供油压力增高，此时波纹管受到压缩，将带有油槽的柱塞向右推动，产生一定位移。由于油槽长度变大而使油量增大到一定值，同时与柱塞连在一起的空气喷头也向右移动一定位置，增大了一次与二次风出口截面，使空气量增大，完成了油、气自动按比例调节动作。适用的油压范围 0.05～0.3 MPa，空气压力范围 4.9～8 kPa，火焰张角 25°～30°，油雾化粒径 50～80 μm，火焰长度 0.6～4 m，油嘴调节比 1:6，油嘴性能见表 4.5-10。

F 型油嘴使用冷风，F－RF 型油嘴使用 300℃左右的热风，F－FR 型油嘴的原理、结构、燃烧条件与 F 型相同，只改变了各出风口的面积。

表 4.5-9 RK型低压油喷性能及尺寸



油嘴规格	喷油量/kg·h^{-1}						空气量/m^3·h^{-1}						外形尺寸/mm				
	风套全闭			风套全开			风套全闭			风套全开			D	d_1	d_2	$n\times d_3$	$n\times d_4$
	空气压力/Pa						空气压力/Pa										
	4 000	6 000	8 000	4 000	6 000	8 000	4 000	6 000	8 000	4 000	6 000	8 000					
RK40	10.5	13.0	15.0	12	15	17	115	143	164	132	164	187	40	30	2	4×ϕ10	4×ϕ2
RK50	14.0	17.5	20.0	16	20	23	153	193	220	176	220	253	50	36.5	2.5	8×ϕ8	4×ϕ2.5
RK80	31.0	35.0	43.5	35	40	50	340	384	476	385	440	550	80	58	4	8×ϕ13	—
RK100	54.0	65.0	75.0	62	75	86	590	712	820	682	825	946	100	72	5	8×ϕ16	—

表 4.5-10 F型、F-RF型油嘴技术性能

型号规格 / 项目	F-50、F-RF-50						F-80、F-RF-80					
供油压力/kPa	50	100	150	200	250	300	50	100	150	200	250	300
燃油能力/kg·h^{-1}	3.7	7.5	11.2	15.0	18.7	22.5	7.5	15.3	23.2	30.5	38.4	46.0
空气流量/m^3·h^{-1}	43.5	85.6	130	174	217	260	89	175	264	355	440	530
火焰长度/m	≤1.5						≤2					
型号规格 / 项目	F-100、F-RF-100						F-150、F-RF-150					
供油压力/kPa	50	100	150	200	250	300	50	100	150	200	250	300
燃油能力/kg·h^{-1}	10.8	21.3	32.0	43.0	53.7	64.0	18.4	36.7	55.0	74.0	92.0	110
空气流量/m^3·h^{-1}	123	247	370	494	618	740	210	420	630	840	1 050	1 260
火焰长度/m	≤3						≤4					

3）QRF型全热风油压自动比例调节油嘴。该型油嘴是在F-RF型油嘴基础上改进而成的，由于采用了特殊的密封机构和蒸气伴送措施，在助燃空气温度高达500℃时也能良好地燃烧而不发生结焦和堵塞现象。适用的空气温度350~500℃，空气压力范围3.9~6.9 kPa，油嘴性能见表4.5-11及表4.5-12。

表 4.5-11 QRF型油嘴额定状况下的技术性能

型号规格参数项目	QRF-100						QRF-150						QRF-200					
供油压力/kPa	50	100	150	200	250	300	50	100	150	200	250	300	50	100	150	200	250	300
燃油能力/kg·h^{-1}	5	10.8	16	20.7	24.8	30	10.8	21.3	32	43	53.7	64	18.4	36.7	55	74	92	110
空气流量/m^3·h^{-1}	58	120	174	235	298	345	123	247	370	494	618	740	210	420	630	840	1 050	1 260
空气温度/℃	500																	

续表 4.5-11

型号规格参数项目	QRF-100	QRF-150	QRF-200
空气压力/kPa	7.0		
蒸汽压力/kPa	50～100		
蒸汽流量/$kg\cdot h^{-1}$	≈4.5	≈9.6	≈16.5
火炬张角	20°～25°		
最大射程/m	≤1.5	≤2.8	≤4
燃料油黏度/$m^2\cdot s^{-1}$	36.2×10^{-6}		

表 4.5-12 QRF 型油嘴在非额定状况下燃油能力修正系数

风压/kPa \ 风温/℃	350	400	450	500
3.9	0.842	0.809	0.782	0.755
4.9	0.939	0.905	0.873	0.845
5.9	1.03	0.99	0.957	0.927
6.9	1.113	1.071	1.033	1

4) DBR 型全热风机械比例调节油嘴 油嘴结构见图 4.5-3，结构上保留了 R 型油嘴三级雾化的比例调节措施，并在油管外围增加了蒸汽隔热层，不仅能防止油管内外结焦，还改善了油的雾化质量。

适用风温 200～500℃，热风压力 200～6 000 Pa，油压 0.1～0.3 MPa，燃油量 1.5～100 kg/h，隔热用蒸汽压力 0.05～0.15 MPa，火焰长度 1～2.5 m，可燃烧各种燃料油。油嘴主要技术性能见表 4.5-13 和表 4.5-14。

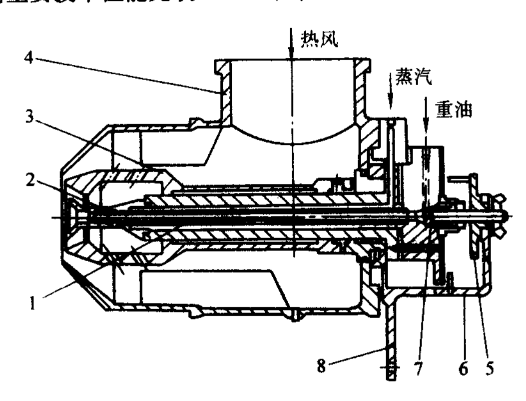


图 4.5-3 DBR 型全热风机械比例调节油嘴

1—油管；2—油喷嘴；3—风嘴；4—外壳；5—调油手轮；6—调风杆；7—旋塞；8—风油比调杆

表 4.5-13 空气压力 4 kPa 时 DBR 型油嘴燃烧能力 $kg\cdot h^{-1}$

型号 \ 风温/℃	20	200	300	350	400	450	500
DBR50	11.8	9.3	8.4	8	7.8	7.5	7.2
DBR80	27	21	19	18.5	17.8	17.2	16.6
DBR100	46	36	33	31.6	30	29	28.3
DBR125	69	54	49	47.3	45.5	44	42.4
DBR150	100	79	71.5	68.6	66	63.3	61.5

表 4.5-14 空气温度 20℃时 DBR 型油嘴技术性能

烧嘴型号	DBR50	DBR80	DBR100	DBR125	DBR150
风压/Pa	4 000				
最大风量/$m^3\cdot h^{-1}$	126	282	486	725	1 104
油压/kPa	100				
最大油量/$kg\cdot h^{-1}$	11.8	27	46	68.6	100
最小油量/$kg\cdot h^{-1}$	1.5	3.4	5.8	8.6	12.5
火焰直径/m	0.2～0.3	0.2～0.35	0.2～0.4	0.3～0.5	0.4～0.6
火焰长度/m	0.3～1.0	0.4～1.5	0.5～2.0	0.6～2.2	0.7～2.5
火焰张角	25°～30°				

5) WDH-YJ 型及 KMY-YJ 型气泡雾化油嘴 该型油嘴是一种适合燃烧重油和渣油的新型油嘴，以蒸汽或压缩空气为雾化介质，使油液形成大量气泡，气泡通过加速运动、变形而到达油嘴出口处时破裂，变为很细的液滴，油雾化粒径可小于 40 μm，冷炉状态下易点火。由于采用气泡雾化可将油孔尺寸放大，从而很好地解决了油嘴结焦和堵塞问题。WDH-YJ-A 型为单独燃油烧嘴，KMY-YJ 型为燃油、煤气两用烧嘴。油嘴性能见表 4.5-15。

表 4.5-15 WDH-YJ-A 型油嘴技术性能

项目	油嘴规格				
	WDH-YJ-50	WDH-YJ-80	WDH-YJ-100	WDH-YJ-150	WDH-YJ-200
油嘴燃油量/$kg\cdot h^{-1}$	15	40	65	90	140
供油压力/MPa	0.25～0.55				
压缩空气压力/MPa	>0.35				
气液流量比	0.1				
蒸汽压力/MPa	>0.35				
气液流量比	0.1				
助燃空气温度/℃	20～550				
助燃空压力/kPa	1				
火焰锥角	20°～70°	20°～120°			
火焰长度/m	1～5	1～6	1～8	1～8	1～10
可燃用煤气种类	发生炉煤气、焦炉煤气、混合煤气、天然气、液化石油气				
煤气压力	>2				

5 燃煤机

(1) 燃煤机

1) 水平往复炉排燃煤机，水平往复炉排燃煤机完善了人工加煤的燃烧方法。煤从煤斗漏下，由活动炉排片和固定

炉排片组成燃烧炉排。由活动炉排片和固定炉排片组成燃烧炉排。活动炉排片由连杆接通往电动机或液压缸在滚轮上作往复运动，煤在S形炉排片上向前翻滚运动，借助燃烧室墙拱的变化送煤。燃烧过程分成预热干馏段、燃烧段和燃尽段，同时相应在炉排下设前、中、后三个风室。前风室设在干馏段下，一般不进风；中风室设在燃烧段下，助燃风穿过炉排片缝隙进入燃烧室；后风室在燃尽段下，也通入适量的助燃风。该型燃煤机适于布置在炉膛侧面，宜燃用不粘接或弱粘接烟煤，炉子间断生产时，可停炉压火待用。

2）阶梯往复炉排燃煤机，其固定炉排片和活动炉排片交错布置成阶梯状，其动作过程和燃烧区段的划分同水平炉排燃煤机相同。燃尽后的渣被推入水池中由出渣机排出炉外。阶梯往复炉排燃煤机适于布置在炉膛的端部，或呈丁字形布置在炉膛侧面。对煤质的要求同水平炉排燃煤机。

3）链条式炉排燃煤机是由铸铁排片连成的链节组成一个封闭的履带式链条环，两端链轮旋转时带动链条炉排缓慢转动。煤斗设在链条环的前端，内有闸板可控制下煤量，由煤斗落下的煤随链条向前移动，同时在炉排上完成干馏、燃烧和燃尽过程，最后排出炉渣。

（2）煤粉烧嘴

1）MFP型可调旋流煤粉烧嘴结构上采取二次风强烈旋转和带有可调钝体以调节火焰长度，使火焰稳定，铺展性好。

烧嘴的燃烧过程是：携带煤粉的一次风由弯管导入，通过直管从喷管喷出，调节钝体前后位置可改变煤粉的出口角度。二次风由风壳切向进入烧嘴，经过由固定塞块和可动塞块组成的旋流器，最后通过烧嘴喷头与一次风携带的煤粉在一定交角下充分混合后喷出。调整旋流手柄与钝体拉杆可得不同形状的火焰。烧嘴的主要性能数据见表4.5-16。

表4.5-16　MFP型可调旋流煤粉烧嘴性能表

规格项目	MFP-100	MFP-200	MFR-300	MFP-500	MFP-700	MFP-1000	MFP-1500	MFP-3000
最大燃煤量/$kg\cdot h^{-1}$	100	200	300	500	700	1 000	1 500	3 000
煤粉低发热值/$kJ\cdot kg^{-1}$	23 030					18 840		
煤粉细度（R90%）	20～30	20～30	20～30	20～30	20～30	10～20	10～20	10～20
调节比	3	3	3	3	3	2	2	2
一次风压力/Pa	1 000	1 000	1 000	1 000	1 000	1 000	1 000	1 000
二次风压力/Pa	2 000	2 000	2 000	2 000	2 000	2 000	2 000	2 000
一次风量/$m^3\cdot h^{-1}$	209	418	626	1 044	1 462	1 651	2 476	4 128
二次风量/$m^3\cdot h^{-1}$	487	974	1 462	2 437	3 411	3 852	5 778	12 383
一次风温/℃	0～100							
二次风温/℃	0～100							
火矩射程/m	2.0～3.0	2.5～3.5	2.8～4.0	3.0～4.5	3.2～4.8	3.5～5.0	3.8～5.5	4.0～6.0
火炬张角	30°～50°					40°～60°		

2）MLP型两焰煤粉烧嘴通过调节机构前后移动烧嘴头部以改变火焰形状，可形成平焰或直焰，烧嘴技术性能见表4.5-17。

表4.5-17　MLP型两焰煤粉烧嘴技术性能表

型号规格项目			MLP50	MLP100	MLP150	MLP200
额定燃煤量/$kg\cdot h^{-1}$			50	100	150	200
烟煤发热量/$kJ\cdot h^{-1}$			23 000			
煤粉细度R90（%）			20～30			
烧嘴调节比			1:3			
一次风压/kPa			2			
二次风压/kPa			2～3			
一次风比例/%			33			
一次风量/$m^3\cdot h^{-1}$			90	180	270	360
二次风量/$m^3\cdot h^{-1}$			273	546	819	1 092
一次风温/℃			≤250			
二次风温/℃			无限制			
火焰形状	平焰	火焰直径/mm	800～1 000	1 000～1 200	1 200～1 400	1 400～1 600
	直焰	射程/m	0.8～1.5	2～3	2.2～3.2	2.5～3.5
		张角	40°～60°			

（3）火焰辐射管

以燃料为热源的可控气氛炉，为了将燃烧气体与可控气氛隔离，通常使用火焰辐射管。辐射管内燃烧的热量通过辐射管外壁以辐射方式间接加热工件。各种火焰辐射管的热工特性及用途见表4.5-18。

表4.5-18　火焰辐射管类型及热工特性

名称	形状	表面负荷/$kJ\cdot(cm^2\cdot h)^{-1}$	热效率/%	特点	用途
直管形		12～21	40～50	结构简单，使用方便，效率低	用于炉温1 000℃以下的室式或连续式炉，垂直安装
套管形		12～21	60～75	结构复杂，内套管材料要求高，造价高，热效率高	用于炉温1 000℃以下室式、井式、连续式炉，垂直安装
U形		12～17	55～65	结构比较简单，应用普遍，空、煤气便于预热，效率较高	用于炉温1 000℃以下的各种炉型，水平安装

续表 4.5-18

名称	形　状	表面负荷/kJ·(cm²·h)⁻¹	热效率/%	特　点	用　途
W形		12～15	55～65	用一个烧嘴得到较大的传热面积，热效率较高	用于炉温900℃以下的立式炉、回转式炉等，水平安装
O形		12～15	50～60	结构随炉型而定，结构较复杂，温度分布不够均匀	用于炉温900℃以下的罩式炉，水平安装
P形		3～6	50～60	烟气再循环，结构复杂，热应力大，寿命较低	同U形管，较少采用
三叉形		16～21	60～65	两个烧嘴共用一个排气管，燃烧能力强，温度较均匀	同U形管，加热能力强

火焰辐射管由管体、燃烧装置和预热器组成。在某些辐射管内还放置有阻碍和干扰气流的填充物、点火器或火焰稳定器，管外有支座、支架和安装板等。火焰辐射管性能数据见表 4.5-19。

表 4.5-19　火焰辐射管性能表

	类　型	套管式（筒状）辐射管	管状U形辐射管	片状U形辐射管
燃料	种类	发生炉煤气	发生炉煤气	天然气
	Q_d/kJ·m⁻³	6 070	5 230～5 650	34 960
	管前压力/kPa	2.5～3	9～11	5～8
	燃烧能量/m³·h⁻¹	13～14	30～35	2.6～5.2
空气	消耗量/m³·h⁻¹	23～25	34～41	31～62
	混合比		1.16	
	管前压强/kPa	1.7～2	2.5	10
	空气预热温度/℃	800～900	350～400	300
	管壁平均温度/℃	1 010	1 052	1 100
	烟气温度/℃	640～700	800～900	900～950
	管体材料	Cr8Ni25Si2	Cr18Ni25Si2	1Cr18Ni9Ti、Cr18Ni25Si2

6　预热器

热处理炉排出炉外的烟气温度一般达 500～1 000℃，所带走的热量约占供入炉内热量的 30%～50%，利用这部分热量预热助燃空气或煤气，可以提高燃料的燃烧温度以保证需要的炉温和加热速度，并能有效地节约燃料。空气预热温度愈高，则燃料节约百分数愈大；离炉烟气温度愈高，则相应的燃料节约百分数亦愈大。所以对于高温热处理炉，从节约燃料出发应装设预热器。有些炉温高达 1 150～1 200℃的热处理炉，如果所用煤气的低热量小于 450 kJ/m³，将不能达到规定的炉温。此时，采用预热器预热空气或煤气则主要是为了提高炉温。目前热处理炉常用的预热器有筒状、管状、片状和喷流预热器等类型。

1）筒状预热器　设计筒状预热器时，对于以辐射为主的预热器（例如烟气温度＞900℃）应取较大的直径，较小的长度；以对流为主的低温预热器则取较小的直径，较大的长度。为了强化传热、预热器在内筒的外侧壁面上均匀焊以密集的传热肋片，预热气体流经内外筒之间的缝隙而升温。带肋片时，缝隙内气体流速（标态下）取 6～8 m/s；不带肋片时，取 15～20 m/s。进预热器烟气速度（标态下）取1.5～3 m/s。

筒状预热器适于上排烟的炉子，主要用于预热空气，也可预热净化的煤气。

2）管状预热器　管状预热器以对流换热为主，用来回收中、低温烟气余热。管壁厚度 3～4 mm，管子内径 15～100 mm。标态下空气流速取 10～15 m/s，烟气流速取 2～4 mm/s，通常被预热气体在管内流动，烟气在管外流动，综合传热系数一般为 15～20 W/（m²·℃），气体预热温度可达 500℃以上。

管状预热器的钢管多为圆管，有时也采用扁管，钢管中装入插入件或扰流件时可以加强热量传递。管状预热器分直管式、弯管式和 U 形管式三种。

3）片状预热器　片状预热器用以回收中、低温烟气余热并且多用来预热空气，空气预热温度达 300～500℃。预热气体由铸铁片状管组成，片状管壁厚 6～8 mm。管外侧注有肋片的称单侧片状管；管内外侧注有肋片的称双侧片状管；肋片厚 4 mm。结构参数见表 4.5-20、表 4.2-21。

由于肋片增加了热交换面积，因此具有结构紧凑、单位体积传热面积大、传热量增多的优点。管内通空气，取流速（标态下）5～10 m/s；管外流通烟气，取流速 2～5 m/s。片状管最好侧立以水平方式安装并尽可能将整个预热器设置在地面以上的垂直烟道内。

4）喷流预热器　分管状和筒状两种。管状喷流预热器由两个同心圆管组成，外管为热交换管，烟气环绕外管流过。被预热气体从内管密集的小孔中以 20 m/s 左右的高速度垂直喷向外管热交换面，在气流的冲击下使热交换面层流边界层紊流化，增加流体质点与热交换面的撞击，从而强化了对流传热。气体喷出速度愈高，则对流热系数愈大。对流热系数还与喷孔直径 d（ϕ4～6 mm）、喷射距离 h 及喷孔数布置间距有关。较大的喷孔直径、较小的喷射距离和喷孔布

表 4.5-20　单侧片状管结构参数

片状管规格长度 L/mm	通道面积/m²		换算直径 d_h/mm		空气侧传热面积/m²			烟气侧传热面积 A_y/m²
	空气侧	烟气侧	空气侧	烟气侧	底部 A_{K2}	肋片 A_{K1}	总面积 A_K	
2 042	0.011 3	0.143	25.4	140	0.88	1.80	2.68	1.13
1 550	0.011 3	0.107	25.4	136	0.67	1.34	2.01	0.85
1 107	0.011 3	0.074	25.4	134	0.45	0.90	1.35	0.60

表 4.5-21　双侧片状管结构参数

片状管规格	长度/mm		通道面积/m^2		换算直径/mm		空气传热面积/m^2			烟气侧传热面积/m^2		
	L	L_1	空气侧	烟气侧	空气侧	烟气侧	底部 A_{K2}	肋片 A_{K1}	总面积 A_K	底部 A_{Y2}	肋片 A_{Y1}	总面积 A_Y
2 042	2 042	1 872	0.011 3	0.126	25.4	51	0.88	1.80	2.68	0.95	1.57	2.52
1 550	1 550	1 368	0.011 3	0.094	25.4	51	0.67	1.34	2.01	0.72	1.15	1.87
1 107	1 107	936	0.011 3	0.066	25.4	51	0.45	0.90	1.35	0.50	0.80	1.30

置间距，有利于提高对流给热系数。一般取 $h/d = 5.5 \sim 6$，　$l/d = 7.5 \sim 8$，对流给热系数高达 160 ~ 200 W/（$m^2 \cdot ℃$）。

编写：佟晓辉（北京机电研究所）
郑仲瑜（北京机电研究所）

第 6 章　热处理感应加热及火焰加热装置

感应淬火具有加热速度快，易控制，生产率高，氧化脱碳少，淬火工件畸变小，劳动条件好，无污染和易于实现机械化、自动化等一系列优点，被广泛采用。

感应加热装置根据电源频率不同，可分为超高频、高频、超音频、中频、工频感应加热装置。也可按变频方式分为电子管式变频装置、机式变频装置、晶闸管变频装置及工频加热装置。国内各种变频装置的电流频率，功率及应用范围见表 4.6-1。

表 4.6-1　国内常用感应加热装置的特性

加热装置类别	频率范围/Hz	功率范围/kW	设备效率/%	热处理应用范围
电子管变频加热装置	高频：10^5 ~ 10^6	5 ~ 500	50 ~ 75	脉冲淬火：表面淬火
	超音频：10^4 ~ 10^5	5 ~ 500	50 ~ 75	表面淬火
晶体管变频加热装置 机式变频加热装置	高频：10^4 ~ 10^5	2 ~ 200	75 ~ 92	表面淬火
	中频：5×10^2 ~ 10^4	100 ~ 1 000	90 ~ 95	表面淬火：透热热处理
	中频：5×10^2 ~ 10^4	15 ~ 1 000	70 ~ 85	表面淬火：透热热处理
工频加热装置	工频：	50 ~ 4 000	70 ~ 90	深层淬火：透热热处理

1　电子管式高频变频装置

工业上将 10 ~ 100 kHz 范围内的电流，称为超音频电流，100 ~ 1 000 kHz 范围内的电流称为高频电流。

目前我国生产的高频及超音频装置，仍大都采用电子管式，两种装置的工作原理基本相同，其主体是一个大功率的电子管自激振荡器。将工业电网频率为 50 Hz 三相 380 V 的电流，先经过阳极变压器升压，然后整流为 6.75 ~ 13.5 kV 连续可调的直流电流；通过电子管自激振荡器将高压直流电流变换为高频或超音频交流电流。由于高压对操作不安全，再通过淬火变压器降低电压输出给感应器以加热工件。变频装置输出电流的频率决定于主振荡回路的电感与电容。高频变频装置改换一个振荡回路箱，即可改为超音频变频装置。国内有高频、超音频以及双频的电子管变频装置和超音频振荡回路箱产品。

高频变频装置是在技术进步的基础上，采用先进的电子技术对原电子管高频变频装置的整流部分进行改造，采用了晶闸管进行整流和调压，它克服了电子管式高频变频装置的一些不足之处，降低了自身损耗，提高了设备的效率。由于该装置还可采用处理机，大幅度、无级平滑地调节整机输出功率；并通过反馈对主回路电压进行控制，提高了设备的稳定性和可靠性。表 4.6-2 为电子管式高频变频的主要技术参数。

表 4.6-2　电子管式高频、超音频变频装置的型号及技术参数

型　号	输入容量/kV·A	振荡功率/kW	输出功率/kW	振荡频率/kHz	冷却水耗量/$L\cdot h^{-1}$	主要用途	设备组成	设备外形尺寸/mm
GP10-C2	15	10	8	500 ~ 1 000	800	淬火、焊接	振荡柜	800 × 900 × 1 500
GP30A-C2	50	30	25	200 ~ 300	1 500	淬火、焊接	振荡柜 整流柜变压器	2 200 × 900 × 2 000 1 200 × 900 × 1 200 1 150 × 800 × 1 050
GP60-CR13-2	100	60	50	200 ~ 300	3 000	熔炼、淬火	振荡柜 整流柜调压柜	2 200 × 900 × 2 000 1 600 × 1 050 × 2 000 800 × 500 × 1 400
GP100-CM	180	100	85	200 ~ 300	3 200	淬火、焊接	振荡柜 整流柜调压柜	2 200 × 900 × 2 000 1 600 × 1 050 × 2 000 600 × 400 × 1 300
GP200-C2	400	200	170	150 ~ 50	800	淬火、焊接	振荡柜 整流柜输出柜 输出柜	1 600 × 2 000 × 2 200 1 600 × 2 000 × 1 800 600 × 670 × 1 500 600 × 670 × 1 500
CHYP60-C2	100	60	50	30 ~ 40	3 500	淬火、焊接	振荡柜 输出柜	1 100 × 800 × 2 000 600 × 600 × 1 200
CHYP100-C2	180	100	85	30 ~ 40	3 500	淬火、焊接	振荡柜 输出柜	1 100 × 800 × 2 000 600 × 600 × 1 200
CHYP100-C3	180	100	85	30 ~ 40	4 000	淬火、焊接	振荡柜 整流柜 配电柜调压柜 输出柜	2 200 × 900 × 2 000 1 600 × 1 050 × 2 000 1 000 × 500 × 2 000 600 × 400 × 1 300 600 × 600 × 1 200
GGC80-2A	160	100	80	200 ~ 300	150 L·min	淬火、焊接	振荡柜 整流柜	2 100 × 800 × 1 900 1 500 × 1 200 × 1 900

2 晶体管式高频变频装置

全控型半导体电力电子器件（如 SIT 和 MOSFET 等），具有高频率启动、电效率高、工作可靠、体积小及重量轻等特点，就为改变电子管高频装置的电子管寿命短、效率低、负载稳定性差的缺陷提供了良好条件。例如静电感应晶体管（SIT），具有很大的输入阻抗、开关特性好、抗辐射能力强、输出功率大及工作额定电流大。晶体管式高频变频装置的电器主回路见图 4.6-1。用 SIT 器件组成的晶体管式高频变频装置的技术数据见表 4.6-3。

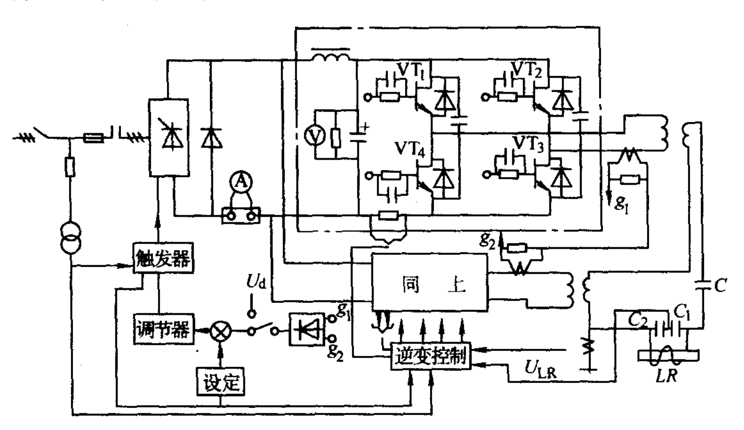


图 4.6-1 TG 型晶体管式高频变频装置的电气主回路构成图

表 4.6-3 晶体管式高频装置的一些技术数据

型号	电源 相数、电压、频率	输入容量 /kV·A	输出功率 /kW	工作频率 /kHz	冷却水耗量 /L·min⁻¹
TG8	三相、380 V、50 Hz	12	8	300 ~ 400	
TG20		30	20	100 ~ 200	250
TG40		60	40		
TG60		90	60		40
TG80		120	80		
TGP10		14.5	10	350	20
TGP25		30	25	100 ~ 200	30
TGP30		40	30		
TGP45		60	45		50
TGP50		70	50		
TGP75		100	75		60
TGP100		130	100		75
TGP150		200	150		85
TGP200		270	200		115
TGP250		320	250		150

与电子管式高频变频电源装置相比，晶体管式高频变频电源装置具有如下的优点。

1）体积小、重量轻，体积为电子管式的 1/2，重量为 1/3。

2）不用预热，无需做启动准备，用一个开关即可控制启动。

3）晶体管自身损耗小，整机效率可达 75%，而电子管式的效率约为 50%左右。

4）输出功率调整方便，反应速度快，控制准确，加热条件可任意选择。

5）可靠性高，由于全部采用半导体器件，整机寿命长。

6）故障率低，工作电压低，绝缘易处理，检查和维修方便。

7）节能，与相同功率等级的电子管式高频变频装置相比，节能 30%、节水 60%。

3 晶体管（IGBT）式超音频变频装置

目前国内 10 ~ 50 kHz 频段的感应加热电源，多采用电子管式振荡器，但自 20 世纪 80 年代绝缘栅双极晶体管（IGBT）问世以来，目前它已成为 10 ~ 50 kHz 频段感应加热电源的首选器件，其开关速度比不上 SIT、MOSFET，但比 SCT、GTO 和 CTR 等的开关速度高得多，并且具有输入阻抗高、驱动功率小、容易驱动和通态压降低等优点，能满足超音频感应加热电源的要求。因此，全晶体管（IGBT）式超音频感应加热电源装置就应运而生了。

用 IGBT 器件组成的晶体管式超音频变频装置的一些重要技术数据列于表 4.6-4。

表 4.6-4 晶体管（IGBT）式超音频变频装置技术数据

型号	电源 相数、电压、频率	输入容量 /kV·A	输出功率 /kW	工作频率 /kHz	冷却水耗量 /L·min⁻¹
JGP100-1	三相、380 V、50 Hz	130	100	10、20、30	50
JGP150-1		195	150		60
JGP200-1		260	200		70
JGP250-1		330	250		80

（1）装置的组成

IGBT 超音频变频装置主要由可控桥式整流器、逆变器以及控制和保护电路等部分组成，如图 4.6-2 所示。

此装置电源由三相 380 V、50 Hz 工频电流经过空气开关、滤波器加到由晶闸管组成的三相全控桥式整流器上整流，作为两组逆变单元的可调直流电源。每一组逆变单元都由电感、电容滤波、单相逆变桥和输出变压器组成。两组逆变单元的输出变压器的二次侧绕组串联后，再与负载谐振电路连接。由于两个变压器的匝比相同，二次侧绕组电流相同，故而能达到两逆变单元的负载平衡。

（2）装置的基本原理

1）主电路

① 整流电路，该装置的整流电路与晶体管式高频变频电源的整流电路基本相同。

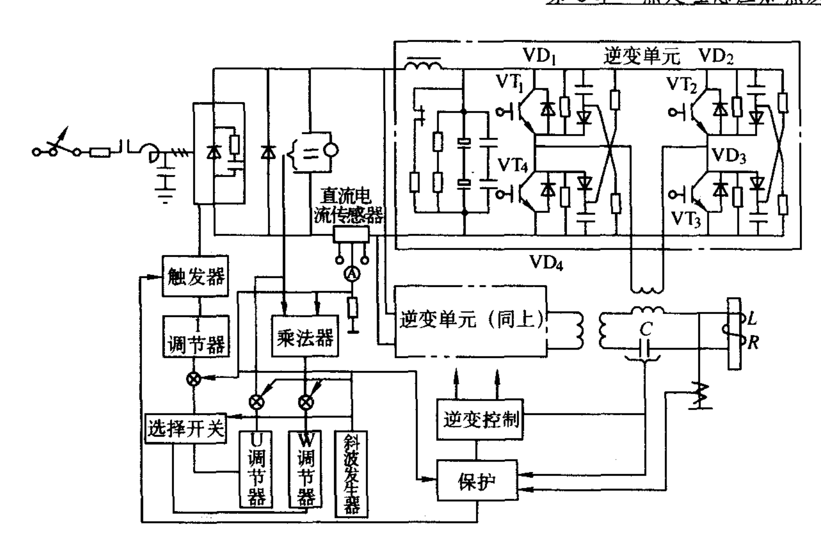


图 4.6-2　IGBT 超音频电源主电路框图

② 逆变电路，感应加热电源有串联谐振电压型逆变器和并联谐振电流型逆变器两种，它们各具特点。并联逆变谐振电路简单，负载适应性强。串联谐振逆变器适用于高频率，如果频率在 10 ~ 20 kHz 以上，宜采用串联逆变器。

串联逆变电路的功率控制，可采取改变直流输出电压或改变功率因数的方式来实现，但为了充分利用 IGBT，确保工作可靠，以选用改变直流电压调节功率的方式为佳，可使逆变器始终在高功率因数下工作。逆变桥工作原理与晶体管式高频变频的相同。

2）控制电路

① 整流控制电路，整流控制有三种方式，即电压、电流和功率控制方式，用户可根据负载特性要求任选一种乘法器用于获取输入直流功率信号。触发器采用 PIM - Ⅲ 型锁相分频式相控触发电路，它是由同步、移相整形、鉴相、低通滤波、相位调节、压控振荡、分频、双脉冲形成和脉冲功放环节组成。

触发电路工作过程是，单相交流电经同步，移相整形环节变成尖脉冲，作为鉴相器的基准信号。鉴相器的相位信号取自分频器六路中的一路，两信号的相位差值经低通滤波变成直流信号。该信号与相位控制信号 U_k 在相位调节中作比较运算后，再去控制压控振荡器。压控振荡器的输出脉冲经分频、双脉冲形成和脉冲功放后，就形成晶闸管所需的触发脉冲。

② 逆变器控制电路，采用他励 - 自励，启动时采用他励，正常运行时为自励，反馈信号取自功率因数补偿电容器上的 U_c，经时滞补偿、锁相环和分频器后，形成两组与 U_c 正负半波对应，但相位上落后于 U_c90°的方波，该波经电子开关，死区形成和驱动器产生 IGBT 所需的驱动信号。死区环节的作用，是为了串联逆变器时避免上、下桥臂直通，换流必须遵守先关断后开通的原则，在上、下桥臂 IGBT 开通脉冲之间，需留足够的时间以保证 IGB 间的转换是先关开通的次序。

启动时，电子开关先把振荡器来的信号送到死区形成环节，进行他励启动，当形成驱动脉冲的基准电压到达一定值后，比较器发出信号，使电子开关动作，切断振荡器来的信号。同时，把分频器来的信号送到死区形成环节，使系统进入自励运行状态，实现频率跟踪。为了补偿脉冲传输过程中的时间滞后，在 U_c 进入锁相环之前，需经过时滞补偿。

3）保护　为了防止 IGBT 因浪涌电压或电流太大而遭受损坏，应安排好保护环节。保护环节应能接收熔断器、直流电流和谐振电容器电压及加热线圈或匹配变压器的接地信号。当他们中的一个有故障，如熔断器熔断、电容器过电压、过电流和加热线圈或匹配变压器接地，保护环节即发出封锁信号，封锁晶闸管（VT）和晶体管（IGBT）的驱动脉冲，在极短时间内就可实现关断。缺相或相序不对，则通过主接触器切断主电路。

4　机式中频变频装置

机式变频装置可将 50 Hz 工频电流变为 500 ~ 10 000 Hz 频率电流，称为中频电流。

目前能发生中频电流的变频装置有电磁式倍频器、机式变频装置、晶闸管变频装置及离子管变频装置。机式变频装置整机效率为 70% ~ 85%，而晶闸管变频装置可达 90% ~ 95%，同时还具有其他一系列优点。但由于半导体（晶闸管）元件质量问题容易发生故障，维护检修技术要求较高，目前很多工厂还是愿意采用机式中频变频装置。其技术参数见表 4.6-5。

表 4.6-5　国产机式中频变频机组

型　号	单相中频输出					三相工频输入				直流励磁		转速 /r·min⁻¹	满载效率/%	耗水量 /t·h⁻¹	外形尺寸 (长×宽×高)/mm
	功率 /kW	电压 /V	电流 /A	功率因数	频率 /Hz	功率 /kW	电压 /V	电流 /A	功率因数	电压 /V	电流 /A				
BPS-50/2500	50	750/375	74/148	0.9	2 500	65	380	110	0.9	110/55	3.5/7	2 970	77	1.5	ϕ900 × 1 200
BPSD-100/2500	100	750/375	148/296	0.9	2 500	130	380	217	0.91	110/55	3.5/7	2 970	77	2.6	ϕ1 000 × 1 458
BPSD-100/8000	100	750/375	148/296	0.9	8 000	135	380	226	0.91	110/55	4.5/9.0	2 970	74	2.8	ϕ1 000 × 1 458
BPSD-160/2500	160	750/375	237/474	0.9	2 500	208	380	348	0.91	110/55	4/8	2 970	77	3	ϕ1 000 × 1 558
BPSD-160/8000	160	750/375	214/428	0.0	8 000	216	380	342	0.936	110/55	5.6/11.2	2 970	74	4	ϕ1 000 × 1 558
BPS-250/2500-1	500	1 500/750	185/370	0.9	2 500	290	6 000	31.7	0.91	110/55	3.3/6.6	2 970	86	5.5	ϕ1 200 × 2 070

续表 4.6-5

型号	单相中频输出					三相工频输入				直流励磁		转速	满载效率/%	耗水量	外形尺寸
	功率/kW	电压/V	电流/A	功率因数	频率/Hz	功率/kW	电压/V	电流/A	功率因数	电压/V	电流/A	/r·min^{-1}		/t·h^{-1}	（长×宽×高）/mm
BPS-500/2500	500	1 500/750	350/700	0.95	1 000	592	6 000	62.5	0.912	220/110	4.5/9.0	2 970	84	7.5	ϕ1 460×2 050
BPS-600/2500	600	1 500/750	370/740	0.9	2 500	600	6 000	62.5	0.917	220/110	5.1/10.2	2 974	84	7.5	ϕ1 460×2 050
BPW-40/4	40	1 500/750	444/888	0.95	2 500	715	6 000	76.5	0.91	220/110	5.3/10.6	2 974	84	9.5	ϕ1 460×2 050
BPW-50/2.5	50	600/300	74/148	0.95	4 000	54	380	97	0.85	60	5	2 970	74	0.6	ϕ1 125×1 160×1 090
BPW-100/2.5	100	750/375	74/148	0.95	2 500	67	380	118	0.86	60	6	2 970	75	0.6	ϕ1 125×1 160×1 090
BPW-200/2.5	200	750/375	148/296	0.95	2 500	130	380	227	0.87	60	7	2 970	77	0.9	ϕ1 385×1 160×1 090
BPL-200/2.5	200	760/380	275/550	0.95	2 500	250	3 000	54	0.9	110	7	2 970	80	3.5	ϕ1 100×2 800
BPL-250/1	250	760/380	346/692	0.95	1 000	300	6 000	32	0.9	110	8	2 970	83	4	ϕ1 100×2 800
BPL-250/1	250	760/380	346/692	0.95	1 000	300	3 000	64	0.9	110	8	2 970	83	4	ϕ1 100×2 800

机式中频变频装置，与电子管式高频、超音变频装置相比，具有以下优点。

1）装置整机效率较高。

2）使用维护简单可靠，维护费用低。

3）便于在生产线上使用，淬火变压器可设在离变频装置较远的位置。

4）可集中供电，一台机组可供数台淬火机床使用，负荷按顺序接通，变频机组利用率高。

5）数台性能相近的变频装置可并联使用，也可单台使用，使用灵活。

6）加热层较深，适用于重型、较大型机械零件的表面淬火及热处理工艺。

7）机房不需要屏蔽。

机式变频装置的缺点是：使用时调谐匹配比较麻烦，有运转部件，噪声较大。

5 晶闸管式中频变频装置

晶闸管中频变频装置主要由整流、逆变、控制、继电保护和水冷组成。晶闸管式中频变频装置的主要技术数据见表4.6-6和表4.6-7。

晶闸管变频装置具有下列优点。

1）设备效率高，电子管式变频装置为50%～75%，机式变频装置为70%～85%，晶闸管变频装置为90%～95%。

2）体积小，重量轻，占地面积小，无需单独机房，搬动也方便。

3）无旋转部件，运行无噪声，维护简单。

4）启动方便，不像电子管灯丝要预热及机式变频机不能连续多次启动。

5）便于实现自动控制，并可以根据负载的需要，在较大范围内调节频率。

6）原材料节省，生产制造容易，设备成本大大降低。

由于半导体晶闸管的生产质量还存在问题，耐过电流、过电压的能力比机式变频机差，使用中易坏，没有机式变频机可靠，同时，要求的维修电工技术水平高。但随着晶闸管制造水平及逆变电路技术水平提高，该变频装置代替机式中频发电机已是大势所趋。

表 4.6-6 国内晶闸管式中频变频装置功率和频率

功率/kW	0.5	1.0	1.5	2.5	4.0	8.0
频率/Hz						25
				50	50	50
	100	100		100	100	100
	200	200		200	200	200
	250	250		250	250	250
	350	350		350	350	350
	500	500	500	500	500	
	750	750	750	750	750	
	1 000	1 000	1 000			

表 4.6-7 晶闸管式中频变频装置的主要技术数据

主要参数	型号						
	KGPS100/1.0 2.5、4.0、8.0	KGPS200/1.0 2.5、4.0、8.0	KGPS250/1.0 2.5、4.0、8.0	KGPS350/0.5 1.0、2.5、4.0、8.0	KGPS500/0.5 1.0、2.5、4.0	KGPS750/0.5 1.0、2.5、4.0	KGPS1000/0.5 1.0、2.5
输入电源	三相、380V、50 Hz						
输入最大电流/A	200	390	480	680	960	1 400	1 900
额定输出功率/kW	100	160	250	350	500	750	1 000
额定输出电压/V	700	700	700	700	700	700	700
最高输出电压/V	750	750	750	750	750	750	750

续表 4.6-7

主要参数	型号						
	KGPS100/1.0 2.5、4.0、8.0	KGPS200/1.0 2.5、4.0、8.0	KGPS250/1.0 2.5、4.0、8.0	KGPS350/0.5 1.0、2.5、 4.0、8.0	KGPS500/0.5 1.0、2.5、4.0	KGPS750/0.5 1.0、2.5、4.0	KGPS1000/0.5 1.0、2.5
标准输出频率/Hz				500	500	500	500
	1 000	1 000	1 000	1 000	1 000	1 000	1 000
	2 500	2 500	2 500	2 500	2 500	2 500	2 500
	4 000	4 000	4 000	4 000	4 000		
	8 000	8 000	8 000	8 000			
额定直流电压/V	500	500	500	500	500	500	500
额定直流电流/A	200	400	500	700	1 000	1 500	2 000
变频效率	$f \leqslant 2\,500$ Hz，$\eta \geqslant 92\%$；$f \leqslant 4\,000$ Hz，$\eta \geqslant 90\%$；$f \leqslant 8\,000$ Hz，$\eta \geqslant 85\%$						
外形尺寸 长/m	1.60	1.60	1.60	2.60	2.60	2.60	3.20
外形尺寸 宽/m	0.90	0.90	0.90	0.90	0.90	0.90	0.90
外形尺寸 高/m	2.20	2.20	2.20	2.20	2.20	2.20	2.20

6　工频感应加热装置

用 50 Hz 的工业频率电流，通过感应器加热工件，即工频感应加热。一般将 50 Hz 工频电流通过三倍频率供电线路转变为 150 Hz 频率电流，也属工频范围。

工频感应加热与高中频感应加热相比有下列特点。

1）不需要变频装置，设备简单，投资少，输出功率大，可达几千瓦，整机效率高（70%～90%）。

2）电流穿透层深，钢失磁后可达 7 mm 深。只适用于大截面零件的表面淬火，如冷轧辊、柱塞及大车轮等，表面淬硬层深度达 15 mm。用于透热加热，零件截面尺寸可达 150 mm。

3）加热速度低，零件的功率吸收因子小，加热速度远远低于高中频。

4）加热温度均匀，不易过热。整个加热过程温度容易控制。

5）功率因数低，加热效率低，故表面淬火与透热一般多采用中频电源装置。

7　感应加热用热处理设备

感应加热用热处理设备主要指淬火机床、感应器以及各种专用的感应加热调质、退火、淬火生产流水线等。

我国 20 世纪 50 年代使用 KS－30 型半自动通用淬火机床、R4 型齿轮淬火机床、P1 型轴类淬火机床及各种通用淬火机床和专用淬火机床等。各工厂多根据需要自行设计制造，并未形成系列化产品。20 世纪 70 年代后期开发了一些先进的淬火机床与控制新技术，如射流技术、光控技术、微机程控技术及微电脑全控技术。

（1）淬火机床分类

1）按生产方式分，淬火机床有通用、专用及生产线三大类型。通用淬火机床适用于单件或小批量生产；专用淬火机床适用于批量或大批量生产；生产线将多种热处理工艺组合在一起，生产效率更高，适用于大批量生产。

2）按感应加热电源分，由于感应电源不同淬火机床结构也有所不同，按电源频率分为高频淬火机床、中频淬火机床和工频淬火机床。

3）按处理零件类型分，一般可分为轴类淬火机床、齿轮淬火机床、导轨淬火机床、平面淬火机床及棒料热处理流水线等。

4）按处理零件安放的形式分，有立式淬火机床、卧室淬火机床。

5）按热处理工艺分，可分为淬火、回火、退火、调质及透热等用途的淬火机床设备。

（2）淬火机床的基本结构与设计原理

种类繁多的淬火机床及淬火装置，基本上由下列几部分组成，其设计原理如下。

1）机架　机架是机床的主要基础件，必须有足够的刚性，结构力求简单。机架上导轨可采取装配式，便于调整及采取淬硬和防锈措施。机架上还应考虑积水的排放。机架可用铸铁件或型钢或厚钢板焊接结构，前者稳定，抗振性强；后者制造成本较低。

立式机架可设计成框架式、龙门式及单柱式，根据零件重量、长度以及吊装方式而定。卧式机架根据需要设计成回转式、车床式和台式等。卧式与立式相比，零件吊装方便。

2）升降部件，感应淬火零件需从感应器中进出，应便于装卸；连续感应淬火，零件与感应器作连续相对运动，应设计升降、横向或回转等运动机构。其导轨也可制成装配式，经淬硬及防锈处理。工频或中频加热淬火机床处理零件常比较大而重，多采用零件固定，淬火变压器移动的方式。高频淬火机床多数处理小型零件，都采用淬火变压器不动而零件移动方式。

连续加热淬火时感应器与工件相对移动，为保证零件加热到所需温度和连续淬硬，其相对移动速度，机床应设计成可调式，并应有快速返回移动机构。一般淬火时相对移动速度为 2～30 mm/s，快速移动为上述速度的 3～5 倍。

同时加热淬火时，若需要将加热的零件下降到喷冷器淬火槽中淬火，其下降速度愈快愈好。但速度太快，冲量太大，定位有困难，机床振动也较大。

零件与感应器的移动定位采用限位开关或光电控制或其他先进技术控制。两端移动的极限位置应设有安全限位开关。

3）零件装卡及转动部件，为了感应加热均匀，圆形零件应在加热时旋转，一般旋转速度采用 30～200 r/min。速度过快影响零件冷却。如齿轮喷冷时，零件旋转太快，齿两侧冷却不一致，影响硬度及齿向变形，其旋转速度以≤60 r/min 为宜。现代的淬火机床都设有测速机构，转速可根据工艺参

数调整并给出指示。

立式轴类淬火机床，在上下运动部件上装有上下顶尖。下顶尖支承零件重量并使零件转动；上顶尖应设计成弹簧支承式，以使零件在加热过程中可以轴向伸长。卧式轴类淬火机床，零件装卡也采用顶尖式，顶尖的一端需有齿形锥面，以带动零件或采用桃形夹头，也可用卡盘卡住零件；另一端用弹簧顶尖。两顶尖间距离可用手动或机动调节，以适应不同长度零件的需要，对直径太大、重的零件，顶尖或盘卡夹住转动不够安全，在立式轴类淬火机床上的顶尖可设计成抱辊，将零件抱住，允许轴转动及伸长；卧式淬火机床则设计成滚轮式，主动滚轮借摩擦力使零件转动。对太长的轴类件，在感应器前后应设托轮或校正轮，以减少淬火变形。

各类型淬火机床，零件所采用的夹紧装置应安全可靠，用机械压紧。

4）传动机构，由于移动和转动需要变速，一般采用直流无级变速，易实现自动控制。也可采用交流变速电动机，但变速级数有限。采用齿轮箱换挡变速，则变速只能手动。采用液压马达旋转及液压缸工作直线运动，也能无级变速，但受油温黏度等影响，速度不够稳定但结构简单，在淬火机床设计中应用比较普遍，利用水力冲动叶轮转动零件，目前已很少采用。变频调速由于其结构简单、稳定、可靠，故在目前的淬火机床中已开始采用。

5）感应器的位置高度，应考虑操作方便及操作者能观察到工件加热状态，在感应器不移动的情况下，一般高1～1.2 m左右。在淬火变压器上下移动的情况下，操作者应能随之上下移动。大型淬火机床横向移动时，操作者也应能随时控制。上述大型淬火机床还应考虑电缆管及冷却水管移动的问题。

6）淬火机床精度，可低于机械加工机床，但也不能太粗制，一般规定主轴锥孔径向圆跳动为0.3 mm，回转工作台面的跳动量为0.3 mm，顶尖连线对滑板移动的平行度在夹持长度小于2 000 mm时为0.3 mm，工件进给速度变化量为±5%。导轨表面均应精刨或精磨，此部位及摩擦表面均应淬硬。

7）工艺参数及程序控制，感应淬火，除电源装置控制台上备有各种测试电参数（电压、电流、功率、功率因数等）的仪表外，为了保证热处理质量，淬火机床的控制台上应备有移速表、转速表、冷却水流量计等。在冷却水管路上，应有水压表及水温表。并应放在操作者易观察到的地方。温度控制，除了工频淬火利用辐射高温计或光电高温计自动控制外，高中频淬火，目前尚无有效的温度自动控制办法。目前国内某些单位已试制成光导纤维测温计，用于检测温度。由于高中频感应加热的速度极快，需有灵敏度很高、能快速反应的温度仪表与之适应。此外，在操作中，水雾、油雾影响温度测试的正确性。某些单位利用居里点电压变化，使继电器动作，以间接控制，但不能明确指示淬火温度。

淬火机床控制台上应备有手动及自动操作按钮，以及多工位的时间继电器。目前有些厂将微机程控器（PC）应用于淬火机床的程控上，能根据需要编程序，使用方便，技术先进，零件热处理质量能得到进一步保证。

8）多工位结构，在大量生产中，为了提高生产率和电源装置的利用率，可设计成多工位结构。如凸轮轴双工位淬火机床，端头淬火多工位机床等。

9）上下料机构，在全自动淬火机床中还应考虑采用上下料机构。

10）特殊问题，淬火机床处于交变的电磁场中，工件加热的温度、水雾、油烟及淬火用的各种冷却介质对淬火机床的影响，在设计中都应作为特殊问题加以考虑。为了减少电磁场的影响，淬火感应器离四周的机构应有一定的距离。轴承及转动、滑动部件都应有防水防锈蚀措施，防止机床部件及电动机被水淹及受潮，应考虑上下水道及防水挡板。为了改善操作者劳动条件，还应考虑照明及抽风装置。

（3）淬火机床的技术规格

各种淬火机床的技术参数见表4.6-8～表4.6-14。

表4.6-8 机械式通用淬火机床的技术参数

技术参数	型号	
	GCJ1020	GCJ1050
最大长度夹持长度/mm	1 200	1 500
滑板最大行程/mm	1 300	1 600
最大淬火工件直径/mm	400	
最大工件重量/kg	150	
滑板进给速度/mm·s⁻¹	2～30	
滑板最快速度/mm·s⁻¹	100	
主轴转速/r·min⁻¹	20～150	
进给电动机功率/kW	1.5	
主轴电动机功率/kW	0.335	
机床净重/t	2.0	2.5
外形尺寸（长×宽×高）/mm	1 675×780×2 900	1 675×780×3 500

表4.6-9 国内专业厂生产的液压式通用淬火机床的技术规格

<table>
<tr><th>型号</th><th>最大长度夹持长度/mm</th><th>最大热长度/mm</th><th>最大加热直径/mm</th><th>最大工件重量/kg</th><th>工件移动速度/mm·s⁻¹</th><th>快速返回速度/mm·s⁻¹</th><th>快速下降速度/mm·s⁻¹</th><th>工件旋转速度/r·min⁻¹</th><th>机床电机总功率/kW</th><th>机床重量/t</th><th>机床外形尺寸（长×宽×高）/mm</th></tr>
<tr><td>GC1080C</td><td>800</td><td>800</td><td rowspan="2">400</td><td rowspan="2">100</td><td rowspan="3">1～30</td><td rowspan="3">60</td><td rowspan="3">110</td><td rowspan="3">20～150</td><td rowspan="3">2.5</td><td>1.8</td><td>1 466×590×7 560</td></tr>
<tr><td>GCT10120A</td><td>1 200</td><td>1 200</td><td>2.0</td><td>1 466×590×3 370</td></tr>
<tr><td>GCT10180Q</td><td>1 800</td><td>1 800</td><td>500</td><td>150</td><td>2.5</td><td>1 610×800×4 560</td></tr>
<tr><td>GCYK1050</td><td rowspan="4">500</td><td rowspan="4">500</td><td rowspan="2">400</td><td rowspan="5">150</td><td rowspan="5">1～30</td><td rowspan="5">110</td><td rowspan="5">250</td><td rowspan="5">20～200</td><td rowspan="5">2.2</td><td rowspan="2">1.2</td><td rowspan="2">1 200×875×2 100</td></tr>
<tr><td>GCY1050</td></tr>
<tr><td>GCYK1050/60</td><td rowspan="2">600</td><td rowspan="2">1.35</td><td rowspan="2">1 220×925×2 100</td></tr>
<tr><td>GCY1050/60</td></tr>
<tr><td>GCY10100</td><td>1 000</td><td>1 000</td><td>400</td><td>1.6</td><td>1 220×875×3 100</td></tr>
</table>

续表 4.6-9

型　号	最大长度夹持长度/mm	最大热长度/mm	最大加热直径/mm	最大工件重量/kg	工件移动速度/mm·s⁻¹	快速返回速度/mm·s⁻¹	快速下降速度/mm·s⁻¹	工件旋转速度/r·min⁻¹	机床电机总功率/kW	机床重量/t	机床外形尺寸（长×宽×高）/mm
GCY10100	1 000	1 000	600	150	1～30	110	250	20～200	2.2	1.8	1 290×925×4 100
GCY10100/60											
GCY10100/60	1 200	1 200	400	150	1～30	110	250	20～200	2.2	2.0	1 290×875×4 100
GCYK10120											
GCY10120											
GCYK10150	1 500	1 500								2.2	1 290×875×4 100
GCY10150											
GCYK10200	2 000	2 000								2.5	1 350×875×5 100
GCY10200											

表 4.6-10　GCFW 型通用立式中频淬火机床的技术规格

型号	传动结构方式	冷却方式	机床外形尺寸（长×宽×高）/mm	最大夹持长度/mm	最大加热长度/mm	最大加热直径/mm	最大工件重量/kg
GCFW11200/120－W	复台式	喷淋、埋液	2 510×2 010×5 670	2 000	1 200		10 000
GCFW11350/120－W	复台式	喷淋、埋液	3 510×2 010×4 160	3 500	1 200		20 000

表 4.6-11　中频通用淬火机床主要技术数据

项　目			数　据	备　注
可淬轴类工件	最大长度/mm		3 000	
	最大直径/mm		350	
	最大重量/kg		3 000	
可淬齿轮类工件	最大模数/mm		8～40	
	螺旋角/（°）		0～45	
	在顶尖间：直径/mm		ϕ200～550	
	在工作台上	直径/mm	ϕ550～3 000	
		最大重量/kg	8 000	
感应器及分度机构移动速度/mm·min⁻¹			39～690	无级调速
感应器及分度机构范围	上下行程/mm		3 000	电动
	前后、左右移动/（°）		0～156	手动
	水平移动/（°）		0～60	手动
分度机构	定位器前后移动/mm		0～90	液压
	定位器切向移动分齿/mm		0～150	
下顶尖旋转速度/r·min⁻¹			20～60	
工件台圆盘回转角度/（°）			360	5.5 kW 直流电机
工件台最大移动距离/mm			1 500	

表 4.6-12　W1G1 齿轮淬火机床主要技术数据

项　目	数　据	备　注
淬火齿轮模数	6～55	
淬火圆柱齿轮直径/mm	500～2 100	
淬火锥齿轮直径/mm	500～1 300	
淬火齿轮最大齿宽/mm	4 000	
淬火圆柱齿轮螺旋角/（°）	0～45	
淬火锥齿轮的斜角/（°）	0～35	
淬火齿轮最大重量/kg	4 000	
工作台垂直与水平移动速度/mm·s⁻¹	0.5～20	油压、无级
连续延时淬火的时间/s	260	无级
同时淬火时间/s	20～600	无级
工作台垂直移动最大行程/mm	500	
工作台水平移动最大行程/mm	850	
变压器垂直移动最大行程/mm	450	
定位器垂直移动最大行程/mm	800	
变压器回转角度/（°）	±40	
机床尺寸（长×宽×高）/mm	5 340×1 458×3 360	
机床总量/t	9.10	

表 4.6-13　GC1250 型曲轴淬火机床主要技术数据

项 目	数 据	备 注
最大零件安装长度/mm	1 500	
最大零件回转直径/mm	300	
曲轴最大半冲程/mm	100	浸液合适
最大零件重量（4 件）/kg	600	
零件主轴转速（2 件）/r·min⁻¹	30/60	

续表 4.6-13

项 目		数 据	备 注
淬火变压器	容量/kV·A	500	
	匝比	2/8～2/27	
中频补偿电容量/F		16.2～27.58	
电机总容量/kW		8.3	
机床重量/t		4.0	

表 4.6-14 气缸套双工位淬火机床主要技术数据

项 目		数 据	备 注
淬火工件	外径/mm	180	
	内径/mm	145	
	高度/mm	380	
电源功率/kW		170	
电源频率/Hz		8 000	
升降用电动机功率及数量/kW		1×2	
旋转用电动机功率及数量/kW		0.27×2	
生产率/个·h⁻¹		40～50	

续表 4.6-14

项 目	数 据	备 注
水消耗量/m³·h⁻¹	392～490 kPa	
机床总重/t	2.0	

8 火焰表面加热装置

火焰表面加热是一种使用较早的表面加热方法，由于它的设备简单、投资少、动力供应方便和生产成本低，适用于各种形状大小的工件的表面加热，现在生产上仍广泛使用。近年由于采用了新型的温度测量仪以及机械化、自动化的火焰表面淬火机床，工件淬火质量得到保证，生产技术也不断发展。

火焰表面加热所用气体燃料有城市煤气、天然气、甲烷及乙炔等，其中乙炔是最常用的。

火焰表面淬火时，为了得到良好的工艺效果，要求火焰有规律地稳定地沿着工件表面移动，因此需在专门淬火机床上进行淬火。大量生产的工件采用专用的淬火机床，火焰淬火用机床的各种工艺动作及传动系统与高频淬火机床基本相似。在实际生产中，火焰淬火机床可用金属切削机床改装而成。旋转火焰加热浸淬式淬火机床技术数据见表 4.6-15。

表 4.6-15 旋转火焰加热浸淬式淬火机床技术数据

型 号	项 目	610	615	660	684	686
工 件	直径/mm	600	2×600	1 000	1 500	2 600
	宽度/mm	300	2×300	350	700	700
	重量/kg	400	2×400	800	2 800	3 000
附 件	喷嘴数量/个	8	8	4+8	12+12	36
	喷嘴火焰宽度/mm	200	200	200+250	200+250	200
	淬火容积/L	1 600	3 400	3 000	5 700	9 000
	冷却水量/m³·h⁻¹	14	14	15	32	35
燃 料	焦炉煤气/m³·h⁻¹	256	256	448	864	1 152
	天然气/m³·h⁻¹	103	103	180	346	461
	液化气/m³·h⁻¹	52	52	90	173	230
氧 气	配焦炉煤气/m³·h⁻¹	167	167	292	562	749
	配天然气/m³·h⁻¹	180	180	314	605	807
	配液化气/m³·h⁻¹	192	192	336	648	864
机床高度	总高/m	1.6	1.7	1.8	5.2	5.2
	地面上高度/m	1.4	1.4	1.4	1.6	1.6

编写：佟晓辉（北京机电研究所）
郑仲瑜（北京机电研究所）

第 7 章　表面热处理设备

1　激光表面热处理装置

金属制品通过激光表面强化可以显著地提高硬度、强度、耐磨性、耐蚀性和耐高温等性能，从而提高产品的质量，延长产品使用寿命和降低成本，取得较大的经济效益。

激光表面强化技术包含激光表面热处理、激光合金化、激光非晶化、激光熔凝、激光冲击硬化和激光化学热处理等多种表面改性优化处理工艺。它们共同的理论基础是激光与材料相互作用的规律，它们的主要区别是作用于材料的激光能量密度不同。各种激光表面强化工艺的特点见表 4.7-1。

表 4.7-1　各种激光表面强化工艺的特点

工艺方法	功率密度/W·cm^{-2}	冷却速度/℃·s^{-1}	作用区深度/mm
激光热处理	$10^4 \sim 10^5$	$10^4 \sim 10^6$	0.2～3
激光合金化	$10^4 \sim 10^6$	$10^4 \sim 10^6$	0.2～2
激光熔敷	$10^4 \sim 10^6$	$10^4 \sim 10^6$	0.2～3
激光非晶化	$10^6 \sim 10^{10}$	$10^6 \sim 10^{10}$	0.01～0.1
激光冲击硬化	$10^9 \sim 10^{12}$	$10^4 \sim 10^6$	0.02～0.2

激光表面热处理是激光表面强化技术中最为成熟的一项技术，其主要设备构成也是激光表面强化技术中最具代表性的。在此基础上，只需添加一些辅助设备即可实现其他表面强化。

激光表面热处理装置主要包括激光器、导光系统、加工机床、控制系统、辅助以及安全防护装置等。激光加工装置见图 4.7-1。

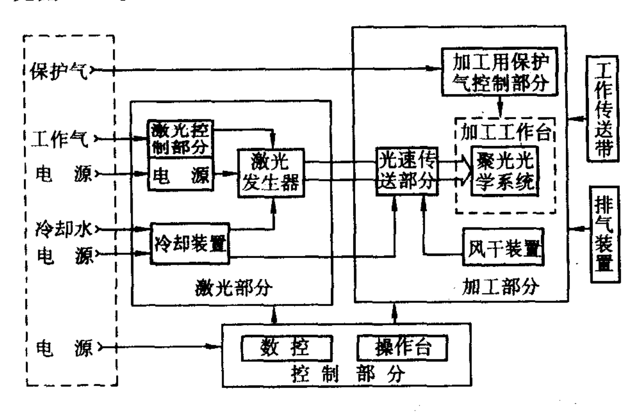


图 4.7-1　激光加工装置

（1）激光器

CO_2 激光器是发展最早的较为成熟的激光器，其特点是：光束质量好、发散角接近衍射极限、工作寿命长、可靠性高、维修使用方便、电光效率较高、制造工艺简单、造价低及运行费用低；缺点是占地面积大。这种激光器在早期用得较多。

轴向流动式激光器的特征是激光工作气体沿放电管轴向流动进行冷却，气流方向同电场方向和激光方向一致。横流 CO_2 激光器其特征是工作气体流动方向与谐振腔光轴以及放电方向相垂直。轴流 CO_2 激光器技术性能见表 4.7-2，横流 CO_2 激光器技术性能见表 4.7-3。

表 4.7-2　轴流 CO_2 激光器技术性能

型　号	HGL－81	GJ－2	HJ－4	C－515
输出功率/W	2 000	1 500	2 000	1 500
模　式	多模	多模	多模	TEM_{00}
光束发散角/mrad	5	5	—	1.4
电光转换效率/%	15	12	12	—
连续工作时间/h	8	8	8	8
功率不稳定度/%	$< \pm 3$	$< \pm 2$	$< \pm 2$	$< \pm 3$

表 4.7-3　横流 CO_2 激光器技术性能

型　号	TRUMPF（德）	FANUC（日）C2000B	PRC（美）	OPL（瑞士）OERLIKON	ROFIN－SINAR DC020（德）
输出功率/W	2 200	2 200	2 200	2 200	2 200
模式	TEM_{00}		$TEM_{00/00+01}$	$TEM_{00/01}$	$M < 1.45$
光束发散角/mrad	<3	<2	<2	<2	—
脉冲方式	门脉冲	门脉冲	门脉冲 超脉冲	门脉冲	门脉冲
脉冲频率/Hz	100～10 000	5～2 000	0～5 000	20～2 000	0～5 000
整机效率/%	5.9	5.5	—	8.6	7.8

YAG 激光器属于固体激光器，它具有许多不同于 CO_2 激光器的良好性能，它的输出波长为 1.06 μm 的近红外激光，比 CO_2 激光的波长短一个数量级，与金属的耦合效率高，加工性能良好。

（2）加工机床

加工机床是完成各项操作以满足加工要求的装置。按用途分为专用机床和通用机床，按运动方式可分为以下三种。

1）飞行光束，此类加工机床的主要运动由外光路系统实现，工作台只是作为被加工工件的支撑，工件不动，靠聚焦头的移动来完成加工。这类加工机床适用于较重或较大工件的加工。

2）固定光束，这种类型的加工机床结构更接近三级数控机床，聚焦头不动，靠移动工件来完成加工。具有无故障，工作时间长，光路简单，便于调整维护等特点。还可实现多通道、多工位的激光加工。

3）固定光束＋飞行光束，这类加工机床的设计，主要是考虑到固定光束的加工机床占地面积太大，而将其中一个轴做成飞行光束结构，从而使整机结构变得轻巧。

随着激光加工在工业领域应用范围的不断扩大，专用机床可以满足激光加工机床的柔性化是发展趋势之一。专用机床可以满足激光加工的特殊需求，降低成本。特别是安装在流水线中的激光加工机床，还便于配备一些辅助设备，如为了提高被处理工件对激光的吸收率，就需要有清洗、干燥和涂覆高吸收率材料的装备。

选择激光加工机床主要技术指标的依据如下。

1）工作台尺寸及最大载重量，专用机床主要根据被加

工零件的特性而定。

2）工作行程，应大于工件的加工尺寸。同时还要考虑到聚焦头距加工工件表面的离焦量要求。

3）最大扫描速度，要根据被加工工件的工艺要求以及所配套的激光器的输出功率进行合理地选择。

4）联动轴数，选择二维加工或三维加工。

5）最小进给精度。

6）定位精度。

7）重复定位精度。

对于激光热处理来说，一般的机床精度足以满足要求。

(3) 控制系统

激光热处理装置的控制系统，可分别通过计算机、光电跟踪或布线逻辑方式实现逻辑处理，以控制工作台或导光系统按需要的运动轨迹动作完成加工。此外，激光材料加工装置的完整控制系统还应包括激光功率，扫描速度、光闸、气压、风机、电源、导光、安全机构等多种功能控制。

2 电子束表面改性装置

电子束热处理装置由七部分组成，即电子枪、高压油箱、聚焦系统、扫描系统、真空工件室、真空系统和监控系统。图4.7-2为电子束表面处理装置。

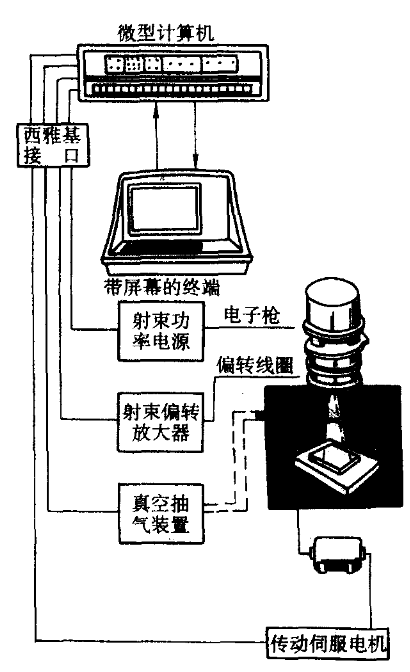


图4.7-2 电子计算机控制的电子束表面处理装置

(1) 电子枪

电子枪是一个严格密封的真空器件，采用三极电子枪，其可控性良好，可在空间电荷限制状态下，也可在温度限制状态下工作。

(2) 高压油箱

高压油箱为电子枪提供加速电压、灯丝电压及栅偏电压等直流电源。由于加速电压高达60 kV，并且高压与灯丝、栅极偏压有公共连接点，所以系统上皆带有高压，必须置于盛有绝缘性能较好的变压器油的油箱中。

(3) 聚焦系统

聚焦系统包括磁透镜和聚焦电源。在束流通过阳极以后、到达工件以前，要经过一个磁透镜。其作用是电子束在表面处理（或焊接）过程中，将电子束聚焦成细束。

(4) 扫描系统

扫描系统包括扫描线圈和扫描电源两部分。扫描线圈采用集中绕组型，有两组线圈，尺寸相同，在 x 轴和 y 轴上互相垂直分布。其特点是，扫描速度快，扫描像差小，适用于电子束表面处理工作状态。

扫描电源包括两套各自驱动 x 轴、y 轴扫描的线圈系统。对两组线圈分别施以三角形波、矩形波、正弦波等不同波形，可形成网格、矩形及圆形等电子束加热图形。

(5) 低真空工作室

如果电子束在大气中工作，电子束流衰减快，效率低。另外，电子枪在高压下工作，需要高真空度。电子枪通过气阻孔与真空室相连，只有真空室保持一定的真空度，才能维持电子枪里的高真空度。

(6) 真空系统

采用真空室和电子枪两套独立的真空系统。真空室的真空度为6.666 Pa以下，电子枪的真空度在0.026 66 Pa以下，设备才能投入正常工作。

(7) 监控系统

电子束表面改性装置的监视和控制系统，由控制柜、操作台及工业电视组成。各种电源的低压电器，程序控制系统都置于控制柜中，操作台上有指示仪表、指示灯、操作按钮及工业电视的监视器。工业电视摄像机置于真空室的观察孔上。真空室照明也是用聚光灯通过真空室的观察孔射入室内。通过监视器的屏幕观察工作与电子束斑的相对位置进行操作。

近年来电子束表面改性装置，有很大的发展，主要表现在如下几个方面。

1）计算机在电子束表面改性装置上的应用　随着电子束表面改性工艺的发展。许多公司都将计算机用于电子束表面改性装置上。将微型计算机和大功率电子枪结合起来，把电子束的偏转电压、束流和聚焦电流等数据供给小型电子计算机。计算机根据这些信息控制电子束，以一定的方式在工件上扫描。利用这台计算机，只需要改变一下程序，既可以进行焊接，也可进行表面改性处理。

2）多工位的电子束表面改性装置　电子束表面改性装置及工艺的优点很多，但因工件的表面处理需在真空室内进行，辅助时间很长，严重地影响到生产率。为此设计了多工位的电子束表面改性装置，即在电子束表面处理装置的低真空工作室内，设置多个零件的安装位置。在一个工作周期内，能处理多个部位或零件，能够节省大量的真空室抽气和放气时间。

3）RST快速转换系统　为了提高电子束表面改性装置的生产效率，用一组串联的圆柱形腔室和相应的传动机构代替通常的真空室。各级腔室之间滑动密封，并分别预抽真空，工件由大气进到真空枪区的传递，可连续进行，省去了抽真空、放气和工件的装夹时间。大大减少了辅助时间。这种装置比上述多工位装置又进了一步。

3 气相沉积装置

气相沉积技术广泛应用于制备各种功能薄膜。在机械制造领域主要应用于沉积氮化钛涂层刀具，沉积耐热、耐腐蚀涂层和精饰品、装饰层等。金刚石涂层刀具已开始实际生产应用。

气相沉积技术包括化学气相沉积（CVD）、等离子体化学气相沉积（PCVD）、物理气相沉积（PVD）等技术。

(1) 化学气相沉积

化学气相沉积技术是利用气态源物质在固态物质表面上进行化学反应，生成固态物质的技术。在化学气相沉积过程中，气体的压强可以是常压或低压。采用低气压化学相沉积时，用旋片式机械泵使反应室的气体压强维持在 10^2 Pa左右。

气态物质间的反应一般是在热激活条件下进行的，多采用电阻加热或感应加热方式将反应室加热至高温。

CVD的气源物质可以是气态源、液态源和固态源。液态源或固态源物质都必须先气化，然后由氢气等载气引入反应室内。

(2) 等离子体化学气相沉积装置

等离子体化学气相沉积是利用低气压气体放电等离子体增强化学气相沉积的工艺。增强措施包括直流辉光放电DCPCVD，射频辉光放电RFPCVD和微波放电MPCVD等。

(3) 物理气相沉积

在物理气相沉积技术中，膜层粒子是靠真空蒸发或磁控溅射方法得到的。利用低气压气体放电获得的低温等离子体来提高到达基体的膜层粒子的能量，有利于化合物涂层的形成，可以降低生成氮化钛的温度。高能粒子到达工作表面，可以改善涂层质量，并可提高膜基结合力。

按沉积工艺特点的不同，PVD分为真空蒸镀、溅射镀和离子镀。其工艺特点如表4.7-4所示。

物理气相沉积均在真空条件下进行。为了保证涂层质量，最低真空度一般应达到10^{-3} Pa，多采用油扩散泵机组。由于溅射镀和离子镀的沉积气压为$1 \sim 10^{-1}$ Pa，在此范围内油扩散泵抽速小、易返油，为保证抽速，一般在扩散泵和机械泵之间加增压泵。

表4.7-4 几种PVD工艺特点对比

技术名称	沉积气压/Pa	工件偏压/V	放电类型	沉积离子能量/eV
真空蒸镀	$10^{-3} \sim 10^{-4}$	0	—	0.1~1.0
溅射镀	$10^{-1} \sim 10^{-2}$	1~200	辉光放电	<30
离子镀	$10^{0} \sim 10^{-1}$	50或1~3 kV	辉光或弧光	10~10

(4) 沉积金刚石薄膜的技术

沉积金刚石薄膜的方法很多，是化学气相沉积、等离子体化学气相沉积及物理气相沉积领域中的相关技术，主要是利用热能和低气压等离子体能量将含碳的气体合成为金刚石膜。所用的反应气，多数是碳氢化合物气体，由氢气载入反应室。

编写：佟晓辉（北京机电研究所）
郑仲瑜（北京机电研究所）

第 8 章 热处理冷却设备

热处理冷却设备包括热处理淬火冷却设备和冷处理设备。

淬火冷却设备的作用是实现钢的淬火冷却，达到所要求的组织和性能；同时应避免工件在冷却过程中开裂和减少变形。

淬火冷却是将加热了的工件进行强烈快速冷却的过程。在此过程中发生形成气泡、沸腾和对流等复杂的热交换。此热交换过程受到淬火介质的成分、浓度、温度、流量、压力、运动状态及工件形状等因素的影响，实现对这些参数的控制是淬火冷却设备的关键问题。

对淬火冷却设备的基本要求如下。

1）能容纳足够的淬火介质，以满足吸收高温工件的热量的需要。

2）能控制淬火介质的温度、流量和压力等参数，以充分发挥淬火介质的功能。

3）能造成淬火介质与淬火件之间的强烈运动，以加快热交换过程。

4）对容易开裂和变形的工件，应设置适当的保护装置，以防止开裂和减少变形。

5）设置淬火件浸液、输送及完成淬火工艺过程的机械装置，实现操作机械化。

6）提高淬火过程的可控程度，如控制淬火冷却各阶段的冷却能力，实现淬火工艺过程的计算机控制。

7）设置介质冷却循环系统，以维持介质温度和运动。

8）防止火灾、保护环境和生产安全。

1 淬火冷却设备分类

（1）按冷却工艺方法分类

1）浸液式淬火设备　在用此类设备淬火时，工件直接浸入淬火介质中。该设备的主体是盛淬火介质的槽子，根据需要可设有介质供排管路、介质加热装置、介质搅拌和运动装置、淬火件传送机械及介质冷却循环装置等。

2）喷射式淬火设备　这类淬火设备又分为喷液式和喷雾式。喷液式是对工件喷射液态介质而冷却，其冷却强度可通过喷射压力、流量和距离来控制。喷雾式是对工件喷吹空气或气液混合物而冷却，其冷却能力可通过控制压力、流量、气流中水的添加量和距离来控制。

3）淬火机床和淬火压床　此类设备是依据工件的形式而设计的淬火机械装置。工件在机械压力或限位下实现淬火。使用此装置的主要目的是减少工件淬火变形或使淬火、成形两工序合并为一个工序。

（2）按介质分类

1）水淬火介质冷却设备　此类设备主要指盛水淬火介质的槽子。水的热容量很大，冷却能力很强。工件在水中淬火时，易在工件表面上形成蒸汽膜，阻碍冷却。为此淬火水槽应设搅拌器或其他使介质运动的装置，以破坏蒸汽膜和使介质温度均匀化。水温控制在 15～25℃，可获得一致的淬火效果。

2）盐水溶液淬火槽　盐水溶液淬火槽的结构与淬火水槽基本相似。工件在盐水中淬火时，蒸汽膜不易形成。所以盐水槽通常不设搅拌器。淬火盐水许可的温度范围也较宽。盐水冷却循环系统一般不使用冷却器，所用的泵和管路应考虑盐的腐蚀性。

3）苛性钠溶液淬火槽　此槽的结构与盐水溶液槽相似。苛性钠易对人皮肤造成直接伤害，要特别注意和安全。

4）油淬火介质冷却设备　此设备主要指盛油淬火介质的槽子。油的黏度较大、并影响冷却能力和温度均匀度。因此油槽应控制油温和加强搅拌。油温一般保持在 40～95℃之间，最常用的是在 50～70℃之间。油槽应设油冷却循环系统和加热装置，还应防止水混入并设置排水口。

5）聚合物溶液淬火槽　此槽的结构与淬火水槽相似。工件在此介质中淬火时，易粘附一层薄的聚合物，影响冷却能力。因此此槽应设搅拌器，但搅拌能力不必太强。

6）浴态淬火槽　浴态淬火槽是指盐浴或铅浴淬火槽，其结构与盐浴炉相似。通常用于分级淬火和等温淬火。

7）流态化床淬火装置　此淬火装置是以流态化固体粒子为淬火介质。工件在该介质中淬火可产生相当于盐浴淬火的效果。该装置通过控制气流量来调节冷却能力。

8）气体淬火装置　气体淬火装置有如下几种情况。

① 在密封容器内气淬，淬火件置于容器中，冷的气体通过喷嘴或叶片而形成高速气流，吹在工件表面，将其冷却。上述的喷雾冷却属此种状态。此装置多应用于大型零件，具有开裂倾向小、变形小和成本低的优点，但工件硬度均匀度较差。

② 在炉子冷却室内强风气冷，例如，在可控气氛箱式炉的前室内或连续式炉冷却区段内，设置风扇或冷风循环装置，强制冷却工件。

③ 在炉内气冷，例如在真空炉内依靠高压氮气等气体的冷气流冷却工件。

④ 强风直接喷吹工件，将其冷却。

2 淬火槽

（1）普通型间隙作业淬火槽

普通型淬火槽的主体结构由槽体、介质进排液管及溢流槽组成。根据需要设置介质搅拌装置、介质冷却装置或介质冷却循环系统和简单的输送机械。

（2）深井式淬火槽

深井式淬火槽有三种类型。

1）普通深井式淬火槽用于大型轴类工件淬火，它采用大流量离心泵，使油循环流动。

2）带导向筒的深井式淬火槽结构形式。导向筒可提高油流经淬火件的速度，但缩小了淬火空间。

3）分层喷液深井式油槽结构形式，油由几排环形支管，沿圆周的供油口、喷油口喷射进入淬火槽，此种沿圆周喷入介质的方式，应注意防止形成环形和层状的介质流动。该淬火槽装有排液管，槽上设有支撑淬火件的活动横梁。

（3）连续作业淬火槽

图 4.8-1 为连续式淬火槽。连续作业淬火槽与间隙作业淬火槽的主要差别在于淬火件是自动落入还是在机械夹持下浸入淬火槽。从工艺角度分析，应注意如下几点。

1）淬火件淬火后到达输送机时，应保证淬火件表面已基本冷却，不得处于塑性状态，以免工件造成撞击变形。

2）淬火件在输送机上不得堆积，以保证工件均匀冷却。

3）淬火件的淬火时间要保证工件完成组织转变。

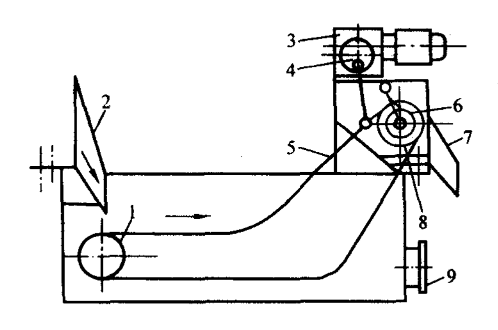


图 4.8-1 连续式淬火槽
1—从动轮；2—淬火工件导槽；3—减速机构；4—偏心轮；5—输送带；6—棘轮；7—料槽；8—主动轮；9—清理孔

3 淬火介质搅拌

(1) 搅拌的作用

1) 提高淬火烈度 淬火介质从热钢件中吸取热量的能力，可以用淬火烈度（H）来表示，以静止水的 H 值为1.0，则空气、油、水、盐水的 H 值如表 4.8-1 所示。

表 4.8-1 淬火烈度 H 与各种介质流动状态的关系

流动状态	空气	油	水	盐水
不搅拌	0.02	0.25～0.30	0.9～1.0	2
轻微搅拌	—	0.30～0.35	1.0～1.1	2～2.2
中等速度搅动	—	0.35～0.40	1.2～1.3	—
良好搅动	—	0.40～0.50	1.4～1.5	—
强烈搅动	0.05	0.50～0.80	1.6～2.0	—
剧烈搅动	—	0.80～1.1	4	5

2) 提高淬火介质均匀度 搅拌可以使整个淬火槽的介质形成一个较均匀的温度场和较强烈的介质运动状态，有利于减少工件变形和避免开裂，防止油局部过热，避免火灾，减少介质老化和提高介质使用寿命。

(2) 淬火介质搅拌的方法

1) 手动搅拌 用人力夹持淬火工件在淬火介质中作上下或圆环形或“8”型摆动，可达到 1.1～1.8 m/s 的运动速度，但重现性差。

2) 喷射式搅拌 利用泵输入淬火介质，进行喷射搅拌，搅拌速度压力一般为 4.0～30 m/s，特殊的可达 150 m/s。泵的压力一般为 0.2～0.3 MPa，利用设在槽底的油喷头，增加搅拌作用。淬火介质可使用压缩空气搅拌。

3) 螺旋桨搅拌 利用螺旋桨搅拌淬火介质，可获得良好的紊流效果，其排送液体量 10 倍于相同功率的离心泵的排送能力。螺旋桨无需管道，易安装、取出和维修。

(3) 螺旋桨的安装

螺旋桨必须正确安装在淬火槽中方能有良好的效果。螺旋桨安放在淬火槽底部靠近工件淬火区。淬火介质在螺旋桨作用下按螺旋形流动，液流撞击工件或撞击对面槽壁后回流到螺旋桨的根部，液流的循环流动因工件淬火区形成强烈紊流。图 4.8-2 所示为螺旋桨安装在密封箱式炉淬火槽底部的示意图。螺旋桨直接从淬火槽顶部插入安装，将槽底做成弧形，起导向液流的作用。这种结构在螺旋桨开动时，会将槽底的污物翻起。

设导向通道的淬火槽，螺旋桨安装在导向管中，可形成最强烈的的液流。

侧面安装螺旋桨的淬火槽，需设置液流导向板，螺旋桨与导向板的安装位置很重要。其尺寸关系如图 4.8-3 所示。

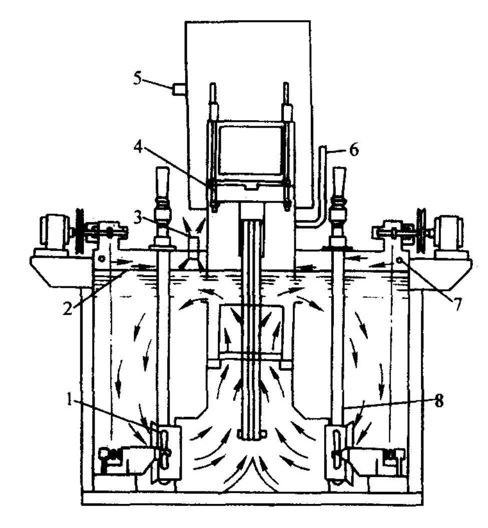


图 4.8-2 螺旋桨安装在密封箱式炉的淬火槽底部的示意图
1—提升装置；2—淬火油液面；3—氮气出口；4—搅拌器；5—往后室通气的气孔；6—排气道；7—氮气入口；8—加热器

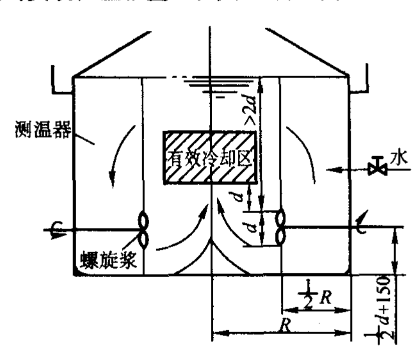


图 4.8-3 螺旋桨与导向板的安装位置

(4) 搅拌速度

淬火介质的搅拌速度，应利于介质形成紊流，雷诺数应达 4 000 以上，但流速过大会增大动力消耗，且易混入空气，一般不宜大于 1 m/s。要使直径 25 mm、温度 900℃的工件，在 60℃油中经 1 min 冷却到接近油温；对间隙式淬火槽，其油的搅拌量应为槽容积的 2～3 倍；对连续式淬火槽，每小时处理 1 kg 工件的淬火油的搅拌量为 0.002～0.004 m^3。螺旋桨的转速，一般在 100～450 r/min 的范围内，超过 450 r/min，就可能混入空气。对 6%MH 聚合物溶液的淬火介质，有试验表明搅拌速度为 0.2～0.5 m/s 时，淬火效果最佳。

4 淬火槽加热装置

完善的淬火槽应设加热装置。对水及盐水溶液槽常将热水或蒸汽直接通入槽内加热，但会影响盐液的浓度。对碱水溶液、聚合物溶液和油槽最好用管状加热器。用于油槽的加热器，负荷功率应小于 1.5 W/（C·m^2），以防油局部过热。造成油聚合反应而老化。过热的油还会在电热元件表面裂解，沉积焦油，影响电热元件散热，甚至使电热元件过热和烧断。对淬火浴槽常在外侧或底部加热。

5 淬火介质冷却

(1) 自然冷却

依靠液面散热，其散热能力很差，一般仅 1～3℃/h。

（2）水套式冷却

其办法是在淬火槽外设冷却水套，这种方法热交换面积很小，很难达到良好效果。

（3）蛇形管冷却

将铜管或钢管盘绕布置在淬火槽内侧，通入冷却水，冷却淬火介质。此法虽有较大换热面积，但主要冷却槽四周的介质，槽中央仍有较大温差，需加强介质的搅拌才能减小槽内介质的温差。

（4）淬火槽独立配冷却循环系统

一个淬火槽独立配冷却循环系统，结构较紧凑，储油量也较少，有如下几种结构形式。

1）小型淬火槽自身配冷却器，这种结构是将小型冷却器直接安在淬火槽内的油循环通道中。

2）淬火槽配冷却循环系统，该槽还设有可移动的车，可为多台小型热处理炉服务，其技术性能如表4.8-2所示。

表4.8-2　带有冷却系统淬火槽的技术性能

水温/℃		生产率 /kg·h⁻¹	换热率 /kJ·h⁻¹	需水量 /L·min⁻¹	循环油量 /L·min⁻¹
进口	出口				
21	32	68	37 980	13.7	17.1
24	35	59	32 916	12.2	17.1
27	38	50	27 852	10.6	17.1
32	40	40	22 788	9.1	17.1

注：淬火槽油温为66～49℃。

3）热处理炉独立配置冷却循环系统，在炉子前室的下面，在淬火槽侧面设有独立的油冷却循环系统。

（5）热处理车间统一设置冷却循环系统

1）设有集液槽的冷却循环系统，这种系统油的循环流动路线是，热油从溢流槽流入集液槽，油中杂质在集液槽中沉积；油经过滤器，再由液压泵将热油打入换热器，热油被冷却后，进入淬火槽，如图4.8-4所示。

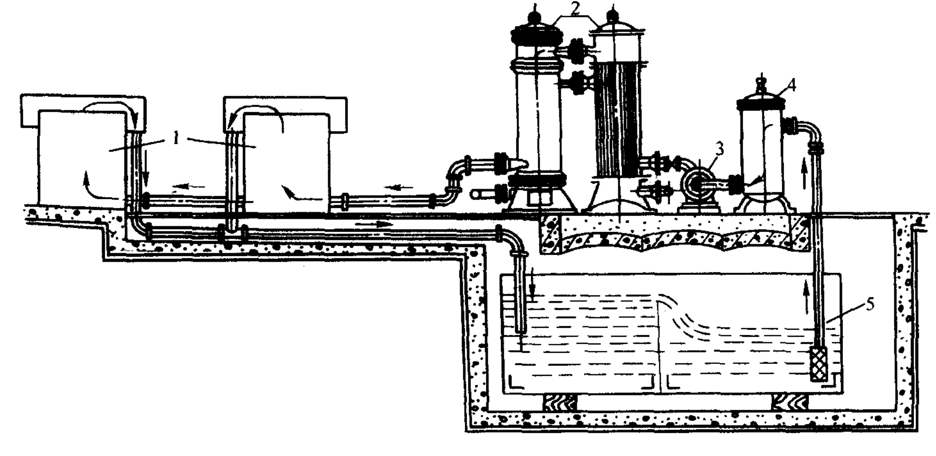


图4.8-4　设集液槽油的冷却循环系统
1—淬火槽；2—换热器；3—液压泵；4—过滤器；5—集液槽

2）不设集液槽的冷却循环系统，这种系统油的循环路线是，热油经液压泵从溢流槽抽出，经过滤器到换热器，冷却后的油又回到油槽内。如果要加大油流动速度，可另设一油循环系统，即从油槽上部抽油又从油槽下部打入。这种系统结构紧凑，油的冷却完全由换热器承担。油中的污物从过滤器清除，或沉积在槽底。

6　淬火槽输送机械

（1）淬火槽输送机械的作用

淬火槽输送机械的作用是实现淬火过程机械化，并为自动控制创造条件，以提高淬火冷却均匀度、淬火过程控制准确性及淬火效果和减小变形和开裂等。

淬火槽输送机械应与淬火工艺方法、淬火介质、淬火件形状、生产批量、作业方式及前后工序的输送机械型式相适应。

（2）间隙作业淬火槽提升机械

1）悬臂式提升机　悬臂式气动升降台提升机，由提升气缸通过活塞杆使承接淬火机的托盘上下运动。

2）提斗式提升机　提斗式提升机由气缸带动料筐托盘沿导向柱上下运动。

3）翻斗式缆车提升机　翻斗式缆车提升机由缆索拉料筐沿倾斜导向架上升，到极限位置翻倒。

4）吊筐式提升机　吊筐式提升机，由吊车吊着活动料筐，料筐沿导向支架上升到极限位置，倾斜将工件倒出。

（3）连续作业淬火输送机械

1）输送带式输送机械　输送带分为水平和提升两部分。工件主要在水平部分上冷却，然后由提升部分运送出淬火槽。输送带运动速度可以依据淬火时间调节。输送带的倾斜角为30°～45°。输送带上常焊上横向挡板，以防工件下滑。

2）螺旋滚筒输送机　螺旋滚筒输送机由蜗轮蜗杆带动滚筒旋转，凭借筒内壁上的螺旋叶片向上运送工件。

3）振动传送垂直提升机　振动传送垂直提升机由电磁振动器使立式螺旋输送带发生共振，工件则沿螺旋板振动上升。

4）液流式提升机　液流式提升机由液压泵向淬火管道喷入淬火介质，高速的淬火介质将落入管道中的工件输送出淬火槽。

5）磁吸引提升机　磁吸引提升机的淬火槽磁吸铁条安在输送带下滑道内部，保护它不受损伤。淬火件通过电动机带动密封在滑道支架内部的磁性传送带而被提出淬火槽，在输送带端部通过消磁圈进入收集箱中。

该淬火槽设有油喷射装置，将淬火液喷向落料口。在淬火槽旁设油冷却器，有两个恒温控制器，一个是双触点恒温控制器，控制淬火槽加热和冷却；另一个是安全控温器，防止油温过热。

（4）升降、转位式淬火机械

1）托架式升降、转位机械是一种回转托架式升降、转位机。由气缸推动链条装置，使托架沿导向柱上下运动。另设一气缸推动齿条，通过齿轮使导向柱旋转，实现托架转位。

2）曲柄连杆式升降、转位机。由气缸推动齿条，通过

齿轮带动两对连动杆机构，使托架升降。

3）V形缆车升降、转位机。它依靠缆车拖动托架沿倾斜滑道作上下运动，在下位点由另一缆车拖动机械承接工件，实现转位。

4）转位升降机在推杆式连续渗碳炉中的应用　通过在推杆式连续渗碳炉应用的直升降与转位式两种淬火槽的比较，采用转位式淬火装置可使淬火室的气氛稳定，防止因开炉门时空气侵入引起爆炸的危险，可减少因开炉门造成保护气体的损失。

7　冷却过程的控制装置

（1）冷却过程的控制参数

1）介质成分　介质成分指介质类别、型号、溶液中溶质的成分和含量及使用过程中成分的稳定性。在目前生产状况下，介质成分是事先选择的，选择的主要依据是钢材的特性，即钢材相变特性和导热特性，以及淬火件的技术要求。

2）淬火介质温度　介质温度指温度的设定值及淬火过程中温度的变化值。温度影响介质黏度、流动性、淬火溶液溶质的附着状态，从而影响介质与工件的热交换和冷却速度。介质温度控制主要是对淬火槽容量、流量、介质冷却器和加热器的控制。

3）淬火介质运动状态　淬火介质运动状态是指介质流动形态，即层流或紊流及介质运动相对于工件的方向。介质运动状态影响淬火介质的烈度和介质在槽内温度均匀度。介质运动状态决定于介质搅动形式、介质流速和运动方向。

4）淬火过程时间　淬火过程时间不但指总冷却时间，还指通过相变区特性点的冷却时间，即通过钢材等温转变图最不稳定点和马氏体转变点的时间，以及冷却过程中蒸汽膜阶段、沸腾阶段、对流阶段三个热交换过程的时间。在此时间阶段是由理论计算，并经过试验确定的。

（2）淬火槽的控制装置

1）综合控制的淬火槽　淬火槽采取手动调速装置，控制搅拌器的速度，淬火台淬火中进行上下脉动，脉动次数和幅度在PC机的程序内设定；在淬火位置两侧布置喷射管和喷嘴，以控制喷射的时刻和时间。

2）设液流调节器的淬火槽　淬火槽冷却参数的控制，主要通过控制搅拌器转速和液流通道阻力来实现淬火时介质流速的自由设定。搅拌器的速度器的速度通过频率变换器来控制，在液流导向管内设水流调节器，改变其流量。

3）冷却过程控时浸淬系统　控时浸淬系统是在冷却过程中划分时间阶段进行控制的装置。控制的主要手段是控制搅拌强度，使工件在淬火冷却的各个时间阶段获得不同的冷却速度，例如在淬火初始阶段搅拌速度最大，在接近马氏体转变点时，搅拌速度降到最小。冷却过程的时间和搅拌速度是由计算机控制的。

8　淬火机床

淬火机床的作用有如下几点。

1）使工件在压力下或限位淬火冷却，以减少工件变形和翘曲。

2）把工件热成形和淬火工序合并为一个工序，以简化工序和节能。

3）工件在机械夹持下淬火，便于控制冷却参数，即控制介质量、压力、冷却时间等，有利于冷却过程控制。

（1）轴类淬火机

轴类零件淬火机的基本原理是利用将工件置于旋转中的三个轧辊之间，在压力下滚动，再喷液冷却；在滚动中使变形的轴类工件得到校直，然后在滚动中冷却，达到均匀冷却的效果。

（2）大型环状零件淬火机

这类淬火机是使环状零件旋转淬火，均匀冷却，校直变形。其主体是一对安放在淬火油槽中的锥形滚杠，它由链条带动，高速旋转。随滚杠旋转，沿轴向推进，淬火冷却，最后掉在油槽输送带上。

（3）齿轮淬火压床

齿轮淬火压床是在淬火冷却过程中对齿轮间隙地施以脉冲压力，泄压时，淬火件自由变形；加压时，矫正变形；在压力交替作用下，工件淬火变形得到矫正。压床可由移动的工作台和易装卸的压模组成。

（4）板件淬火压床

大型钢板的淬火机常为立柱式，由安在上压模板上部的油缸施压。该机构设有上下压板，下压板固定，上压板为动压板。在加压平面上沿同心圆布置喷油嘴支撑钉，以点接触压紧锯片，并喷油冷却。为防止氧化皮堵塞油孔，设压缩空气管路与油路相连，以便清理喷油孔。

（5）钢板弹簧淬火机

钢板弹簧淬火机是把压力成形与淬火合并为一个工序的淬火机。其上下压板，做成月牙形，压板的压头由一系列可活动的滑块组成，便于调整板弹簧形状，同时不影响淬火介质通过冷却。

如汽车采用的单支变截面弹簧，其生产程序是，把轧制成形和随后淬火工序组成生产线，利用轧制余热进行淬火，淬火也在淬火机中进行。

（6）喷射式淬火装置

将淬火介质直接喷射到工件表面上，这种冷却方法广泛地应于感应加热和火焰加热的表面淬火，或强化工件局部和孔洞部位的淬火，或小尺寸零件的喷射淬火。

（7）气体淬火装置

气体淬火主要应用于冷速大于静止空气，小于油的淬火场所。淬火室需密封，以防止喷入的空气泄漏和气压损失。其冷却能力随冷却气体的种类、温度和流速而变化，冷却效果还和淬火表面积和质量比有关。

（8）喷雾淬火装置

喷雾淬火是含有雾状水滴的气流，快速地喷射到淬火表面，冷却工件。空气流中添加水滴或雾，可增加冷却能力4.5倍。喷雾淬火用于替代液体淬火可减少工件变形，通常应用于大型淬火件。

9　冷处理设备

制冷设备的制冷原理是，固态物质液化、气化或液态物质气化，均会吸收熔化潜热或气化潜热使周围环境降温。制冷机的制冷过程是，将制冷气体压缩形成高压气体、气体升温；该气体通过冷凝器，降低温度，形成高压液体；该液体通过节流阀，膨胀，成为低压液体；低压液体进入蒸发器，吸收周围介质热量，蒸发成气体，蒸发器降温，此蒸发器的空间就成为低温容器。

（1）简易冷处理设备

1）干冰冷处理装置　干冰即固态CO_2，干冰很容易升华，很难长时期储存。储存装置应很好密封和保温。干冰冷处理装置常做成双层容器结构，层间填以绝热材料或抽真空。冷处理时，除干冰外还需加入酒精或丙酮或汽油等，使干冰溶解而制冷。改变干冰加入量可调节冷冻液的温度，最高可达－78℃低温。

2）液氮超冷装置　利用液氮可实现超冷处理，可达－196℃。液氮储罐需专门设计，严格制作。普通的储罐，除十分良好的隔热保温外，要留有氮气化逸出的细孔，确保安全。

液氮超冷处理有两种方法，一种是工件直接放入液氮

中，此法冷速大，不常用；另一种方法是，在工作室内液氮气化使工件降温，进行冷处理。

(2) 低温低压箱冷处理装置

此种低温箱有较高的真空度和较低的温度。箱体采用内侧隔热，箱内有一铝板或不锈钢板制的工作室。箱内设有轴流式风机和空气通道中装有加热器，作高温试验工况时用。门框间安有密封垫片，为防冻结，在垫片下设有小功率电热器。其容积较小，可达－80～－120℃低温。常用低温低压箱技术规格及性能如表4.8-3所示。

表4.8-3 常用的制冷机式低温技术性能

型号	制冷室尺寸（长×宽×高）/cm	控制温度范围/℃	最低温度/℃	功率/kW	制冷介质	重量/kg
D60-120	50×40×60	－30～－60±2.5	－60	1.1×2	F-22、F-13	550
D60/0.6	151×80×50	－60±2	－60	4	F-22、F-13	1 000
D60/1.0	110×97.5×97.5	－60±2	－60	4	F-22、F-13	1 200
D02/80	60×70×47.5	－80±2	－80	4	F-22、F-13	—
D-8/0.2	53×53×70	－80±2	－80	4	F-22、F-13	750
D-8/0.4	80×71.5×71.5	－80±2	－80	4	F-22、F-13	910
D-8/25	0.25 m^3	－30～－60±2.5	－80	4	F-22、F-13	700
GD5-1	100×95×100	＋70～－50±2	－50	3×2	F-22、F-13	1 350
GD7-0.4	70×70×80	＋80～－70±2	－70	6	F-22、F-13	1 000
LD-0.1/12	35×60×45（≈0.1 m^3）	－80～－120	－120	7	F-22、F-13、F-14	1 000

编写：佟晓辉（北京机电研究所）
郑仲瑜（北京机电研究所）

第 9 章　热处理辅助设备

1　可控气氛发生装置

1.1　吸热式气氛发生装置

吸热式气氛广泛地应用于渗碳、碳氮共渗等化学热处理以及碳钢和合金钢的光亮淬火方面。

根据制备吸热式气体的供热方式及反应管安置形式，常把制备吸热式气氛发生装置分成如下三类：即在工作炉外裂解装置、在工作炉内裂解装置和内置式裂解装置。在工作炉外裂解装置是指另设独立加热炉，以供应反应管热量的发生装置。在工作炉内裂解装置是将原料气与空气按一定混合比直接送入工作炉内裂解和反应，或碳氢化合物有机液体直接输入工作炉内的裂解装置。内置式裂解装置是将反应管安装在工作炉内，反应管从炉顶插入，裂化气从反应管下部输出进入工作炉，此装置常有独立加热装置。

（1）炉外裂解装置

图 4.9-1 是在工作炉外裂解发生装置的制备流程图。空气被罗茨增压泵吸入管路，原料气由储气罐流入管路。空气和原料气分别经各自的针阀和流量计，按一定的比例流入混合器，在罗茨增压泵作用下充分混合。混合气在装有催化剂的反应管中反应，高温反应气体经冷却器急速冷却到 300℃以下，以固定产气组分，制成吸热式气氛。

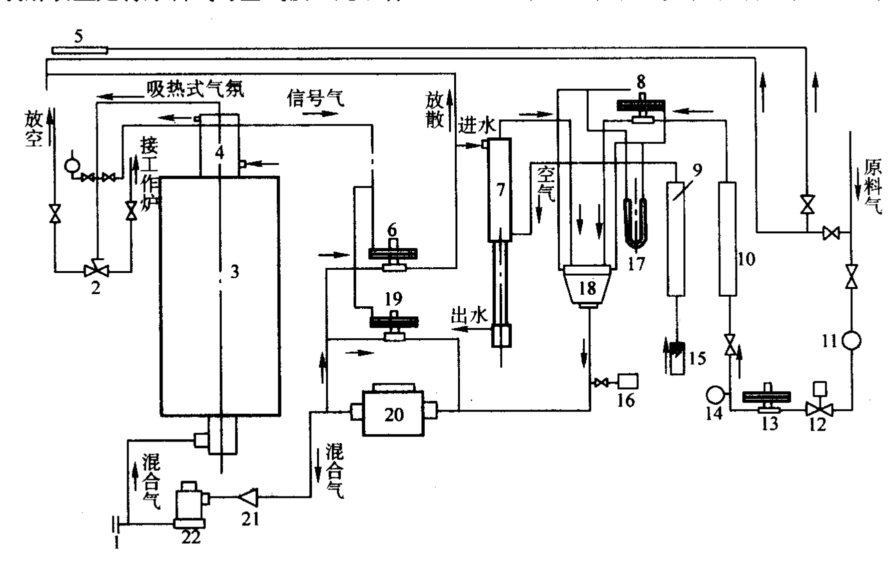


图 4.9-1　20 m³/h 吸热式气氛发生装置流程图

1—防爆头；2—三通阀；3—反应管；4—冷却器；5—引燃器；6—放散阀；7—恒湿器；8—零压阀；9—空气流量计；10—原料气流量计；11—原料气过滤器；12—电磁阀；13—减压阀；14—压力计；15—空气过滤器；16—二次空气电动阀；17—U 形压差计；18—混合器；19—旁通阀；20—罗茨泵；21—单向阀；22—防回火截止阀

1）在工作炉外裂解装置的结构组成如下。

① 气体发生部分，由加热炉、装有催化剂的反应管和冷却器等组成。

② 原料气气体和原料气与空气混合系统，一般由蒸发器、温度控制器、压力表、安全阀、减压阀、流量计、零压阀、比例混合器和罗茨增压泵等组成。

③ 产气量控制部分，一般由循环阀、放散阀和三通阀组成。

④ 安全控制装置，由安全阀、原料气电磁阀、单向阀防回火截止阀和防爆头等组成。

⑤ 控制部分，一般由电气控制装置、控温仪表和炉气分析控制装置等组成。

2）主要部件和功能

① 发生炉，发生炉一般由炉壳、炉衬、反应管、冷却器和加热元件等组成。

② 反应管有直管式、套管式和弯管式之分。直管式又有单管式或多管式等型式。

图 4.9-2 为直管式和套管式反应管及催化剂的填充位置。反应管的直径和高度应适当、过细会造成反应管截面温度不均匀，反应不完全；过细会减少产气量。反应管高度过高，制造困难；高度过低，气体行程太短，反应不完全。反应管直径一般不超过 230 mm。为增加产气量，可适当增加反应管高度，或采用两个或多个反应管。表 4.9-1、表 4.9-2 为国内外发生炉产气量与反应管常用尺寸。

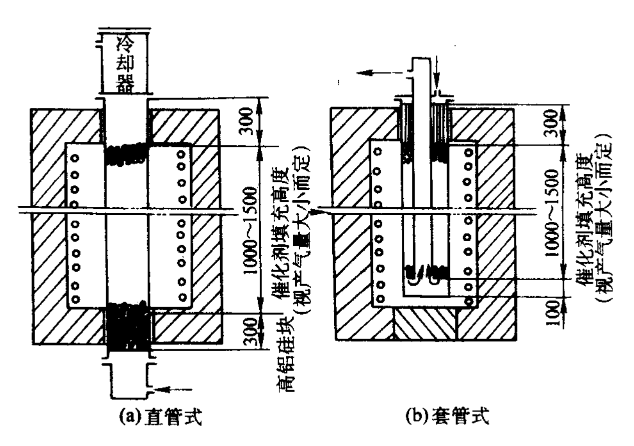


图 4.9-2　催化剂在反应管内的填充位置

表 4.9-1 发生炉产气量及反应管尺寸

反应管/mm	发生炉产气量/$m^3 \cdot h^{-1}$						
	15	20		25	35	70	100
管外径	164	184	150	200	200	200	200
管高度	1 000	1 000	1 500	1 200	1 500	1 500	1 500
壁 厚	8	8	8	10	13	13	13
个 数	1	1	1	1	1	2	3

3）吸热式气体发生装置系列 我国机械行业标准 QX 系列吸热式气体发生装置，最小规格 10 m^3/h，其余规格是先按 10 m^3/h 递增，到 40 m^3/h 以后按 20 m^3/h 递增。

表 4.9-2 国外发生炉气量及反应管尺寸

反应管/mm	数发生炉产气量/$m^3 \cdot h^{-1}$					
	8	14	23	35	70	100
管外径	180	180	230	230	230	230
管高度			1 620	1 920	1 920	1 920
壁 厚	13	13	13	13	13	13
个 数	1	1	1	1	2	3

日本中外炉株式会社，美国易卜生公司生产的吸热式气体发生装置系列见表 4.9-3 和表 4.9-4。

表 4.9-3 中外炉公司吸热式气氛发生器技术参数

型号	额定产量 /$m \cdot h^{-1}$	反应管数	原料气耗量			燃料消耗			烧嘴数	电耗/kW			变压器 /kV·A（个×相）	冷却水（27℃）/$L \cdot h^{-1}$
			CH_4	C_3H_8	C_4H_{10}	轻油 /$kJ \cdot h^{-1}$	引燃气 /$kJ \cdot h^{-1}$	压缩空气 /$m^3 \cdot min^{-1}$		加热	鼓风机	仪表		
RX-8	8	1	1.6	0.7	0.5	2～4	17 585	0.2	2	10～20	0.4	1.0	25（1×1）	500
RX14	14	1	2.8	1.1	0.8	3～4	17 585	0.2	2	16～25	0.4	1.0	30（1×1）	500
RX-23	23	1	4.6	1.8	1.4	4～8	29 300	0.4	4	20～35	0.75	1.0	45（1×1）	1 000
RX35	35	1	7.0	2.8	2.0	5～8	29 300	0.4	4	25～98	0.75	1.0	20（1×1）	1 200
RX70	70	2	14.0	5.6	4.0	7～12	41 030	0.55	6	37～48	1.5	1.0	20（1×1）	2 100
RX-100	100	3	20.0	3.2	6.3	12～18	41030	1.0	6	57～68	1.5	1.0	25（1×1）	3 000

注：原料气用其中任一种、燃油与电加热用其一，压缩空气压力 550～700 kPa，只用于燃油。

表 4.9-4 美国公司吸热式气氛发生器技术参数

型 号	额定产气量 /$m^3 \cdot h^{-1}$	外形尺寸/mm			原料气消耗		消 耗				总重 /kg
		宽	长	高	天然气 /$m^3 \cdot h^{-1}$	丙烷 /$kg \cdot h^{-1}$	气体加热 /kW	电加热 /kW	电动机 /kV·A	水 /$L \cdot h^{-1}$	
G350	3～10	1 100	1 500	2 500	0.7～2.3	0.5～1.5	35	6	0.5	100	950
G750	7～21	1 200	1 700	2 650	1.6～4.8	1.1～3.3	50	10	1.5	200	1 100
G1000	10～30	1 200	1 700	2 650	1.6～6.9	1.1～4.8	50	10	1.5	300	1 100
G1500	14～42	1 350	1 750	2 750	3.2～9.6	2.2～6.6	75	20	1.5	400	1500
G2000	20～60	1 350	1 750	2 750	3.2～13.8	2.2～9.6	75	20	1.5	600	1 500
G3000	28～84	1 850	1 750	3 000	3.2～19.2	2.2～13.2	150	40	2.5	800	2 700
G4000	40～120	1 850	1 750	3 000	3.2～27.6	2.2～19.2	150	40	2.5	1 200	2 700

注：气量是指在标准状态下的体积。

（2）炉内裂解发生装置

这种装置是直接将原料气体或液体，通过各种阀门和流量计输入炉内。原料气（或液剂）的输入有两种方法，一种是根据炉内气氛碳势要求，预先配制所需的气（或液剂）；另一种是炉气碳势自动调节方式。

（3）内置式发生装置

内置式气氛发生装置是将反应罐安装在炉膛上部，该装置分控制部分和反应炉部分，控制部分由温度控制、环形鼓风机、比例混合装置、安全阀和压力开关等组成。

各种装置的特点：炉外裂解发生装置产气稳定，适合大规模生产；内置式发生装置节省能源和发生装置安装场地产气速度与工作炉同步；滴注式和氮/甲醇裂解装置结构简单，操作方便，可控气氛应用范围随需要变更，使用范围广，适合小批量生产；炉气碳势自动调节装置，原料气消耗少，节省能源，渗碳速度可控。其技术参数见表 4.9-5。

（4）吸热式气氛发生装置比较

对吸热式发生装置的技术、经济指标作综合分析如下。

1）可控气氛产气成本比较，生产 1 m^3 可控气氛成本，由低到高排列如下：炉气碳势自动调节装置－内置式发生装置－炉外裂解发生装置－氮/甲醇炉内裂解装置－氮/甲醇炉外裂解装置－滴注式装置。

2）设备投资比较，由低到高排列如下：滴注式装置－氮/甲醇炉内裂解装置－氮/甲醇炉外裂解装置－工作炉外裂解装置－内置式发生装置－炉气碳势自动调节装置。

3）各种装置的特点，炉外裂解发生装置产气稳定，适合大规模生产；内置式发生装置节省能源和发生装置安装场地，产气速度与工作炉同步；滴注式和氮/甲醇裂解装置结构简单，操作方便，可控气氛应用范围随需要变更，适用范围广，适合小批量生产；炉气碳势自动调节装置，原料气消耗少，节省能源，渗碳速度可控。

表 4.9-5　炉内设置型气体发生装置的特性

发生机型号	反应筒型号	反应筒数	RX 气体发生量	天然气消费量 /m³·h⁻¹	电力消费量/kW			
					加热器用量 /m³·h⁻¹	加热器设备容量	鼓风机	控制装置
CRG-RC-10	S·T·D	1	10	1.7	3.0	3.5	0.85 (1.3)	0.5
CRG-RC-12	LONG	1	12	2.1	3.5	4.0	0.85 (1.3)	0.5
CRG-RC-20	S·T·D	2	20	3.5	6.0	7.0	0.85 (1.3)	0.5
CRG-RC-24	LONG	2	24	4.2	7.0	8.0	0.85 (1.3)	0.5
CRG-RC-30	S·T·D	3	30	5.2	9.0	10.5	0.85 (1.3)	0.5
CRG-RC-36	LONG	3	36	6.2	10.5	12.0	0.85 (1.3)	0.5
CRG-RC-40	S·T·D	4	40	6.9	12.0	14.0	0.85 (1.3)	0.5
CRG-RC-48	LONG	4	48	8.3	14.0	18.0	0.85 (1.3)	0.5

1.2　放热式气氛发生装置

放热式气氛发生装置由原料气管路系统、空气管路系统、燃烧室、冷凝器、脱硫器和干燥器等组成。

(1) 放热式气氛制备流程

原料气经流量计、零压阀进入比例混合器；空气经过滤器、流量计也进入比例混合器。在比例混合器中混合后的气体被吸入罗茨鼓风机。

混合气经罗茨增压泵进一步混合后，经单向阀送至电热式点火器和带水冷套的烧嘴，使混合气体在燃烧室内点火燃烧。单向阀和防爆头的作用是在发生爆炸或回火时防止事故扩大，以免损坏鼓风机及管路附件。

混合气体经燃烧后，在燃烧室周围的环形通道中被冷却到常温，并进行气水分离，然后被送入到脱硫器，除去硫化氢气体，再经三通旋塞进入干燥器进一步除水，则得所需的放热式气氛。

在管道系统中设有一根放散管和两根放空管。放散管在点火时将大部分的混合气体排到大气中烧掉，只让少量混合气经电热塞点火器，被点成一个小火炬，然后再将烧嘴的旋塞打开，使混合气体通过烧嘴而点燃。放空管在调试时将不完全燃烧的气体排至大气中，并借助点火烧嘴将其点燃烧掉。

在比例混合器出口管路上有一个取样旋阀，用来测量鼓风机进口气体的压力。在燃烧室、脱硫器及干燥器的出口管道上均装有取样旋塞，供气体取样化验用，也可用来测量气体在各部位的压力。

(2) 放热式气氛发生器系列

根据原料气与空气混合方式和燃烧炉膛型式，表 4.9-6 列出放热式气氛发生器的技术性能数据。

表 4.9-6　放热式气氛发生器的技术性能数据

序号	产气量 /m³·h⁻¹	原料气及耗量	混合方式	混合比		燃烧炉膛			催化剂	烧嘴	
				浓型	淡型	型式	炉膛尺寸/mm	容积/m³		型式	喷出速度 /m·s⁻¹
1	20	液化气 1.6 m³/h	预先	13.3		卧式	ϕ200×180	0.015	无	缝隙式	10～14
2	45	液化气 4～6 m³/h	预先	13.8		卧式	ϕ240×350+ϕ140×585	0.024	无	缝隙式	9.8
3	20	城市煤气	烧嘴	2.8～3		立式		0.031 6	Ni 基	贯通式	
4	35	城市煤气	预先	2		立式	ϕ350×1 500	0.144	Ni 基	贯通式	
5	45	城市煤气	预先			立式	ϕ250×1 475	0.072 3	Ni 基及紫木节土	贯通式	
6	50	煤气 40 m³/h 或液化气	预先	2.4	1.35	立式	ϕ250×600	0.029 4	无	孔板式	28～29.5
7	15	酒精	烧嘴			立式	ϕ400×320+ϕ190×600	0.057 3	轻质耐火砖	贯通式	
8	15	液化气	预先	15.6		卧式	ϕ200×744	0.015	无	缝隙式	

序号	点火方式	净化方式	气氛成分（体积分数）/%						耗水量 /m³·h⁻¹	气氛压力① /mmHg	备 注
			CO_2	CO	H_2	N_2	CH	露点/℃			
1	电热塞	冷却器除水	6.8	11	2.3	76.3	0.6			300	烧嘴环形面积 4.5 cm²
2	电热丝		5.8	11.1	6.7	余量	1.4			160～320	烧嘴环形面积 48.2 cm²
3	电热丝	冷却器、硅胶除水								35～40	

续表 4.9-6

序号	点火方式	净化方式	气氛成分（体积分数）/%						耗水量 /$m^3 \cdot h^{-1}$	气氛压力① /mmHg	备　注
			CO_2	CO	H_2	N_2	CH	露点/℃			
4	电热丝	冷冻、硅胶、CO_2 吸收管	6.3	13.8	10.8	68.1	0.8			110	
5	电热丝	冷冻及硅胶除水	5～8	8～10	12～15	余量	≤1	-40			
6	电热丝	脱硫、活性氧化铝除水	5							350	
7	电热塞	除尘、除硫、冷冻		微量	微量	83.4					
8	电热火花塞	硅胶		10	15	余量				65	日本进口

① 1 mmHg = 133.322 Pa。

（3）放热式气氛发生装置特点

1）便于调节空气与原料气混合比，例如原料气为丙烷时，空气与丙烷气的混合比可以在12:1～24:1之间进行调节，以适用不同组分的需要。

2）燃烧室采用立式结构，将燃烧室和洗涤冷却器结合成一体，不但结构紧凑，而且同时冷却了冷却室的外表面，取代了一般燃烧室外面的水冷套，燃烧产物中的灰渣和炭黑由冷却水带走，避免了灰渣和碳黑堵塞气体管道。

3）干燥剂再生时，只需转动干燥器操作手轮，操作剂再生时气体损失很少，也无需再生用的空气加热器。

2　工业氮制备装置

制氮方法主要有空气液化分馏法制氮、分子筛变压吸附制氮及薄膜分离空气制氮。

（1）空气液化分馏法制氮

把空气深冷 -196℃使成为液态，经分馏塔，根据氧与氮的分馏温度不同，精馏成氧及氮的液体。一般制氧机生产的氮气纯度为99.5%体积分数，高纯制氧机的氮纯度为99.9%体积分数。我国制氧、氮设备性能列下表4.9-7。

表 4.9-7　制氧、氮设备性能表

产品型号	产气量/$m^3 \cdot h^{-1}$		纯度（体积分数）/%	
	氧	氮	氧	氮
KFS-120	18	75	99.0	99.8
KFZ-300	50	200	99.2	99.95
KFS-860-1	150	600	99.2	99.95
KFZ-1800	300	300	99.5	99.99
KDON-1000/1000	1 000	1 100	99.6	99.99
KDON-1500/1500	1 500	1 500	99.6	99.99
KFS-2100	3 200	1 000	99.6	99.99

（2）碳分子筛空气分离制氮

碳分子筛空气分离制氮是利用充满微孔晶体的碳分子吸附的特性，制取氮气。FZD系列碳分子筛制氮机技术规格见表4.9-8，QH-PH系列制氮机性能参数见表4.9-9。JFG系列制氮机性能参数见表4.9-10。

表 4.9-8　FZD 系列碳分子筛制氮机技术规格

型　号		—5	—10	—15	—20	—60	—120
产气量/$m^3 \cdot h^{-1}$		5	10	15	20	60	120
成分（体积分数）	低纯	N_2：99.5%					
	高纯	$O_2 \leqslant 5 \times 10^{-6}$，$H_2$:1%～5%，$CO_2 \leqslant 3 \times 10^{-6}$					

表 4.9-9　QH-PN 系列制氮机性能参数

规格型号	产氮纯度（体积分数）/%	产氮量 /$m^3 \cdot h^{-1}$	耗空气量 /$m^3 \cdot h^{-1}$	气耗比 /$m^3 \cdot min^{-1}$	整机功率 /kW	外形尺寸（长×宽×高）/m
QH-P5	99.9	3	0.2	1:3.9	3	1.6×0.9×1.35
QH-P10	99.9	7	0.5	1:3.9	5.5	1.8×1.2×1.6
QH-P15	99.9	10	0.7	1:3.9	8	2.2×1.8×1.7
QH-P20	99.9	14	0.9	1:3.9	13	2.2×1.8×1.8
QH-P25	99.9	18	1.2	1:3.9	13	2.4×2.0×2.0
QH-P30	99.9	21	1.4	1:3.9	19.5	2.4×2.0×2.2
QH-P40	99.9	28	1.8	1:3.9	20	2.5×2.0×2.2
QH-P50	99.9	36	2.3	1:3.9	20	2.5×2.0×2.2
QH-P80	99.9	57	3.7	1:3.9	39	2.4×2.2×2.3
QH-P100	99.9	72	4.7	1:3.9	39	2.4×2.2×2.4
QH-P150	99.9	108	7.0	1:3.9	60	4.4×2.2×2.6
QH-P200	99.9	144	9.4	1:3.9	122.5	4.6×2.4×2.8
QH-P250	99.9	180	11.7	1:3.9	122.5	4.6×2.4×2.8
QH-P300	99.9	216	14.0	1:3.9	129	4.8×2.6×3.0
QH-P400	99.9	288	18.7	1:3.9	134	5.1×2.9×3.4
QH-P500	99.9	360	23.4	1:3.9	185	3.4×3.4×3.6
QH-P600	99.9	433	28.2	1:3.9	220	3.6×3.6×3.8
QH-P700	99.9	505	32.8	1:3.9	260	4.0×4.0×4.0
QH-P800	99.9	578	37.6	1:3.9	290	4.0×4.0×4.2
QH-P1000	99.9	722	46.9	1:3.9	.50	4.3×4.3×4.6

表 4.9-10　JFG 系列碳分子筛制氮机技术规格

参数	型　号				
	JFG-5	JFG-10	JFG-15	JFG-20	JFG-40
产品氮浓度（体积分数）/%	98～99.995				
露点/℃	-60				
工作压力/kPa	500～600				
产气量/$m^3 \cdot h^{-1}$	5	10	15	20	40
外形尺寸（长×宽×高）/m	3.2×1.4×2.4	3.2×1.4×2.4	3.2×2.0×2.7	3.2×2.2×2.9	3.2×3.0×3.3
电耗/$kW \cdot h^{-1}$	13	13	20	27	40
耗水量/$m^3 \cdot h^{-1}$	0.9	0.9	0.9	0.96	1.8

(3) 沸石分子筛空气分离制氮

沸石分子筛是极性分子筛，在空气中吸附氮气能力大于氧气。利用沸石分子筛对氮与氧的平衡吸附量差的原理，优先吸附氮，再经真空泵解吸，获得氮气。分子筛性能见表4.9-11。

表4.9-11 分子筛性能

性质	碳分子筛	沸石分子筛
真实密度/g·mL^{-1}	1.2～2.1	2.0～2.5
颗粒密度/g·mL^{-1}	0.9～1.1	0.92～1.3
填充密度/g·mL^{-1}	0.55～0.65	0.65～0.75
空隙率	0.35～0.42	0.30～0.40
细孔容积/mL·g^{-1}	0.5～0.6	0.40～0.6
表面积/m^2·g^{-1}	450～550	400～750
平均孔径/nm	0.5	—
外形尺寸/mm	≈ϕ3	—

(4) 薄膜分离空气制氮

薄膜分离空气制氮原理是利用空气中不同气体在空中纤维薄膜中的吸附、扩散和渗透的速率不同，分离氧气和氮气。薄膜制氮产品系列见表4.9-12。

各种制氮设备对比见表4.9-13。

表4.9-12 薄膜制氮产品性能

规格	氮气产量/m^3·h^{-1}		氮气回收率/%		尺寸($L\times W\times H$)/m	重量/kg
	99.9%	99.5%	99.0%	98.0%		
HPX-6201	3	5	7	12	1.0×0.6×1.7	140
	20	24	34	39		
HPX-6202	6	10	14	24	1.0×0.6×1.7	160
	20	24	34	39		
HPX-6203	9	15	21	36	1.0×0.6×1.7	180
	20	24	34	39		
HPX-6204	12	20	28	48	1.0×0.6×1.7	200
	20	24	34	39		
HPX-6204	20	30	40	60	2.2×0.8×1.7	320
	20	24	34	39		
HPX-7201	40	60	80	120	2.2×0.8×1.7	590
	20	24	34	39		
HPX-7202	60	90	120	180	2.2×1.3×2.1	860
	20	24	34	39		
HPX-7204	80	120	160	240	2.2×1.3×2.1	930
	20	24	34	39		
HPX-7205	100	150	200	300	2.2×1.3×2.1	1 100
	20	24	34	39		

表4.9-13 深冷法、变压吸附与膜分离法制氮基本参数比较

基本性能		深冷法	变压吸附法	膜分离法	备注
原理	分离介质		碳分子筛	中空纤维膜	
	分离原理	将空气液化根据氧和氮沸点不同达到分离	加压吸附，减压脱附	有压渗透（不同渗透率）	
能耗	耗能部件	压缩机、膨胀机、加压泵、加热设备	空压机	空压机	
	耗电/kWh·m^{-3}	>0.62	0.4～0.6（平均）	0.4～0.5（平均）	标准状态下的体积耗电量与产气量及氮纯度有关
	成本/元·m^{-3}	>0.6	0.3	0.2～0.3	
设备性能	氮产量/m^3·h^{-1}	>500	<1 000	10～5 000	
	氮纯度/%	99～99.999（稳定）	98～99.9（波动）	98～99.9（稳定）	
	氮压力/MPa	14	0.8～1.0	0.8～1	
	露点/℃	<－60	－40～－60	－60～－70	
	启动时间	20 h	30 min	4 min	
	维修量	运动部件多，维修量大，需定时大修	切换阀门易损，动作频繁，有维修工作量和故障率存在	无活动部件，维修量较少	
	分离介质寿命		国产5年，进口12年	中空纤维12年以上	
设备参数	工艺流程	复杂	一般	简单	
	设备状态	只能固定	只能固定	固定、移动式、室内外	
	厂房面积	最大	较小	最小	
	冷却水	很多	很少（小设备没有）	很少（小设备没有）	
	厂房高度	局部12 m	4～10 m	4	
	电容量	最大	较小	最小	
	外形尺寸	体积最大	体积较小	体积最小	

续表 4.9-13

基本性能		深冷法	变压吸附法	膜分离法	备注
设备参数	增容	增容困难	增容困难	分离膜并联组装好增容	以 360 m³/h 为例，深冷法需冷却水 400 m³，而薄膜分离制氮仅需 65 m³
	自动化程度	低	电脑控制	电脑控制	
	随机开/停车	不能	一般	很容易	
	基本投资	需专用厂房，投资大	大设备需厂房高度一定	设备无基础对厂房无要求	以 360 m³h 为例，深冷法需冷却水 18 t/h，而薄膜分离制氮仅需 2 t/h
	操作工人	4人以上	1~2人（可无人操作）	1~2人（可无人操作）	
	特殊要求	专业安装，安装费占设备费 15%			
	运行费用	较高	一般	较低	

3　氨分解气氛发生装置

氨分解气氛是以液氨为原料，在催化剂作用下加热分解获得的气氛。氨分解气氛发生装置由液氨蒸发气化系统、分解炉、气氛净化系统及一些辅助设备组成。表 4.9-14 为氨分解发生器技术数据，表 4.9-15 为 AL 系列氨裂解装置技术数据。

表 4.9-14　氨分解发生器技术数据

型号	额定产气量 /m³·h⁻¹	杂质 10⁻⁶	残余氧 (O) /%	露点/℃	工作压力/MPa	液氨耗量 /kg·h⁻¹	操作温度 /℃	催化剂	电源 /V	设备额定功率/kW	冷却水耗量 /t·h⁻¹	重量 /kg
AQ-5B	5	≤10	<0.1	≤-10	0.05	2	600~650	镍触媒	220	3.5	……	200
AQ-5C	5	≤10	<0.1	≤-10	0.05	2	800~850	镍触媒	220	6	0.2	220
AQ-10	10	≤10	<0.1	≤-10	0.05	4	800~850	镍触媒	380	12	0.5	1 000
AQ-20	20	≤10	<0.1	≤-10	0.05	8	800~850	镍触媒	380	24	1	1 500
AQ-30	30	≤10	<0.1	≤-10	0.05	12	800~850	镍触媒	380	36	1.5	2 000
AQ-50	50	≤10	<0.1	≤-10	0.05	20	800~850	镍触媒	380	70	2.5	3 500
AQ-70	70	≤10	<0.1	≤-10	0.05	27	800~850	镍触媒	380	85	3	4 000
AQ-100	100	≤10	<0.1	≤-10	0.05	39	800~850	镍触媒	380	110	4	5 000
AQ-150	150	≤10	<0.1	≤-10	0.05	58	800~850	镍触媒	380	160	4.5	7 000
AQ-200	200	≤10	<0.1	≤-10	0.05	77	800~850	镍触媒	380	210	6	8 500
AQ-250	250	≤10	<0.1	≤-10	0.05	97	800~850	镍触媒	380	250	7.5	9 000
AQ-300	300	≤10	<0.1	≤-10	0.05	116	800~850	镍触媒	380	390	9	9 200
AQ-350	350	≤10	<0.1	≤-10	0.05	135	800~850	镍触媒	380	430	10.5	9 500
AQ-400	400	≤10	<0.1	≤-10	0.05	154	800~850	镍触媒	380	470	12	10 000
AQ-450	450	≤10	<0.1	≤-10	0.05	173	800~850	镍触媒	380	510	13.5	10 500
AQ-500	500	≤10	<0.1	≤-10	0.05	193	800~850	镍触媒	380	550	15	11 000

表 4.9-15　AL 系列氨裂解装置技术数据

型号	产氨量 /m³·h⁻¹	含氧量 /10⁻⁶	露点 /℃	残余氨 /10⁻⁶	外形尺寸 (L×W×H)/mm	电耗 /kW	水耗量 /m³·h⁻¹
AL-5	5	10	-10	1 000	460×725×1 500	6	/
AL-10	10	10	-10	1 000	1 200×800×1 700	12	0.6
AL-20	20	10	-10	1 000	1 600×900×1 800	24	1
AL-30	30	10	-10	1 000	1 800×1 100×2 000	36	1.5
AL-50	50	10	-10	1 000	2 500×1 500×2 200	50	2
AL-100	100	10	-10	1 000	4 000×1 800×2 200	120	3
ALS-5	5	10	-60	10	1 250×900×1 750	7	/
ALS-10	10	10	-60	10	1 800×1 000×1 800	14	0.5
ALS-20	20	10	-60	10	200×1 100×2 000	28	1
ALS-30	30	10	-60	10	2 500×1 800×2 200	50	1.5
ALS-50	50	10	-60	10	4 000×1 800×2 200	72	2.5
ALS-100	100	10	-60	10	6 000×1 800×2 400	144	4

4　清洗设备

零件在热处理前需清除锈斑、污垢、切削冷却液和研磨剂等，以保证不阻碍加热和冷却，不影响介质和气氛的纯

度。以防零件出现软点、渗层不均匀、组织不均匀等影响热处理质量的现象。热处理后也常需清洗，以去除零件表面残油、残渣和炭黑等附件物，以保障热处理零件清洁度、防锈和不影响下道工序加工等要求。根据零件对清洁度要求、生产方式、生产批量及工件外形尺寸选用相应的清洗设备。

（1）一般清洗机

常用于清除残油和残盐的清洗设备可分为间歇式和连续式两种。前者有清洗槽、室式清洗机，强力加压喷射式清洗机等；后者有输送带式清洗机及各类生产线、自动线配置的悬挂输送链式、链板式、推杆式和往复式等各类专用清洗设备。

室式清洗机，它适用于批量不大的中小型零件。输送带式清洗机，适用于批量大的小型零件。表 4.9-16 为 QXLT 型清洗机主要技术参数。

表 4.9-16　QXLT 型清洗机主要技术参数

型　号	40-Ⅰ两室	40-Ⅱ三室	70-Ⅰ两室	70-Ⅱ三室	100-Ⅰ两室	100-Ⅱ三室
清洗零件最大尺寸（宽×高）/mm	400×250		700×560		1 000×800	
装料高度/mm	850		1 060		1 060	
清洗、漂洗液温度/℃	从室温到 80，液温自动控制，可调					
加热方式	电或蒸汽		电或蒸汽		蒸汽	
加温时间/min	1		1		1	
输送带速度/m·min⁻¹	0.9		0.18～1.8		连续无级调节	
输送带承载能力/kg·m⁻²	300		700		1 000	
清洗能力/t·h⁻¹	6.5		12.5～6.3		18～90	
水泵流量/t·h⁻¹	30	60	45	90	60	120
喷嘴数量/个	90	180	84	160	84	168
过滤及排渣	精密过滤，报警排渣		精密过滤，报警排渣			
总功率/kW	约 19	约 38	约 18	约 33	约 25	约 47
外形尺寸/mm	2 400×1 150×1 750	3 500×1 500×1 750	4 100×1 800×2 200	6 400×1 800×2 200	5 000×2 400×2 500	7 900×2 400×2 500

注：两室包括清洗、吹干，三室包括清洗、漂洗、吹干。

（2）超声波清洗设备

一些特殊热处理零件如有不通孔的零件，应采用超声波清洗，超声波频率高，穿透能力强，因此对隐蔽细缝或复杂结构的零件，有很好的清洗效果。

超声波清洗效果取决于清洗液的类型、清洗方式、清洗温度、超声波频率、功率密度、清洗方式、清洗件的数量及形状复杂程度等条件。表 4.9-17 为超声波清洗机主要技术数据，表 4.9-18 为双槽与三槽超声波清洗机规格。

表 4.9-17　超声波清洗机主要技术数据

型　号	CSF-3A	CSF-6	CSF-1A	CQ-250	CQ-50	CQ-500	CQ-1K	CQ-500A	CQ-500J
工作频率/kHz	18	21.5	21.5	33	33	33	19	19	19
输出功率/W	500	2 000	750	250	50	500	1 000	500	500
清洗槽容积/mm	200×449.5×120	860×530×200	250×220×120	375×155×120	125×80	500×300×200	710×350×220	500×300×200	500×300×200
重量/kg	2 315	30 090	257.25	11.5	4	108	84	108	

表 4.9-18　双槽与三槽超声波清洗机规格

规格＼型号	DUP-3020	DUP-4030	DUP-5040	DUP-6040
电功率/W	300	600	900	1 200
超声波槽尺寸/mm	300×200×200	400×300×300	500×400×400	600×400×400
洗槽沸腾（浸渍）槽/mm	300×200×200	400×350×450	500×400×600	600×400×600
蒸汽区	630×200×250	830×300×300	1 030×400×400	1 130×400×400
外形尺寸/mm	1 200×600×700	1 400×800×1 200	1 500×900×1 400	1 600×900×1 400
超声波槽电热功率/W	500	1 000	3 000	300
沸腾槽电热功率/W	1 500	2 000	6 000	6 000

续表 4.9-18

型号 规格	DUP-3020	DUP-4030	DUP-5040	DUP-6040
清洗量/kg·h⁻¹	100	270	550	750
洗净液总容量/L	20	84	160	200
冷冻机功率/W	745.7	1 491.4	2 237.1	2 237.1
所需电源（最低）容量	200 V/1P11A	220 V/3P/25A	220 V/3P/55A	220 V/3P/60A

(3) 脱脂炉

脱脂是把零件加热到 450 ~ 550℃，使零件上的残油气化，同时也起到预热和渗碳、渗氮件预氧化的效果。脱脂炉系列产品技术参数见表 4.9-19。

表 4.9-19 脱脂炉系列产品技术参数

名 称	型号	最大载荷 /kg	工作空间 （$W\times D\times H$）/mm	最大发热率 /MJ·h⁻¹
连续式气体渗碳炉	C58	200	610 × 560 × 600	418
	C58	200	640 × 560 × 800	418
	C76	300	610 × 760 × 600	502
	C76	300	610 × 760 × 600	502
	C116	400	610 × 1 140 × 600	670
	C118	400	610 × 1 400 × 800	670
	C96	480	610 × 920 × 600	670
振底炉	C127	740	760 × 1 220 × 700	670

(4) 真空清洗设备

真空清洗设备是一种少无污染的新型清洗设备，它的工作原理是，粘附在零件上的油及其他被蒸发的物质，可在真空下被蒸发，蒸发量随着真空度和温度的提高而增大。淬火零件的清洗温度受其回火温度限制，通常控制在 180℃，在此温度下进行真空清洗，还会有相当多可蒸发的物质残留在零件表面。所以一般采用水蒸气蒸馏和真空蒸馏相结合的方法，使油及其他能被蒸发的物质，在水蒸气作用下，先形成低沸点的混合物，然后再进行真空蒸馏清洗。真空清洗的清洁度不亚于溶剂清洗，其清洗在封闭的管路内流动对大气无污染，清洗剂可再生和回收，HS 型真空清洗机系列见表 4.9-20，VCE 型真空清洗机系列见表 4.9-21。

表 4.9-20 HS 型真空清洗机系列

型 号	最大装入量/kg	标准处理时间/min	有效尺寸 （$W\times L\times H$）/mm	室 数	应 用
HS-J1	200	30	460 × 610 × 300	1	真空炉
HS-S2	500	30	610 × 920 × 550	1	多用炉（标准型）
HS-S3	500	30	610 × 920 × 550	2	
HS-H1	900	30	760 × 1 220 × 610	1	多用炉（超级型）
HS-H2	900	30	760 × 1 220 × 610	2	连续气体渗碳炉
HS-T2	270	15	610 × 610 × 610	12	
HS-R3	400	10	650 × 760 × 650	13	

表 4.9-21 VCE 型真空清洗机系列

机 重	处理量 /kg	有效尺寸 （$W\times L\times H$）/mm	功率/kW			液量/L
			前室	真空室	其他	
VCE-M-200	200	380 × 760 × 350	18	20	9	1 600
VCE-M-400	400	600 × 900 × 600	24	45	16	2 580
VCE-M-600	600	600 × 1 200 × 600	30	54	16	3 100
VCE-M-1000	1 000	760 × 1 200 × 800	48	90	22	4 300

5 清理及强化设备

清理及强化设备，是利用抛丸器将钢丸高速喷射在零件表面，以钢丸的冲击作用，清除零件表面的氧化皮和粘附物，若对抛射和喷射过程加以控制，又可达到强化零件的作用，以提高零件的疲劳寿命。弹丸粒度与用途见表 4.9-22。根据钢丸（砂）的抛射方式，清理设备可分为机械式抛丸和气、液力喷丸（砂）。

表 4.9-22 弹丸粒度与用途

弹丸直径/mm	弹丸材料	用 途
2.0 × 3.0	铸铁、铸钢丸	大型毛坯零件的清理
0.8 × 1.5	铸铁、铸钢丸	中小零件及渗碳件清理及强化
0.6 × 1.2	切割钢丸	强 化
0.05 × 0.5	玻 璃 丸	强 化
0.05 × 0.15	玻 璃 丸	轻金属零件强化

(1) 机械式抛丸清理设备

机械式抛丸清理设备，依其结构特点可分为滚筒式、履带式、转台式及悬挂输送链式等几种，用于不同类型的零件和规模。抛丸设备是由抛丸器、零件运输装置、弹丸循环装置、丸粉尘分离装置、清理和强化室五个主要部分组成。转台式抛丸清理机技术参数见表 4.9-23，履带式抛丸机技术参数见表 4.9-24。

(2) 抛丸强化设备

强化抛丸的技术要求不同于清理抛丸，要求零件表面受到均匀的强化抛射和一定弧高的压应力，有时工件还要在施加预应力的状态下抛丸。因此，应正确选择弹丸、抛丸速度和抛丸机类型。

1）通用抛丸强化设备　适用于发动机连杆、轴类、齿轮及圆柱弹簧零件的表面强化和清理。该机有 1 个大转台、10 个小转台、抛丸器、提升机、分离器、振动筛、沉降筒与风管系统和电气设备等组成。该机具有多台工位转台，可根据零件表面强化要求，无级调速和调节弹丸抛射速度。该机工作过程自动、连续，弹丸流量由电气控制调节，并设有消声与初级除尘装置。

表 4.9-23　转台式抛丸清理机

名　称	大转台/mm	小转台/mm	工件最大尺寸/mm	叶轮直径/mm	总功率/kW	外形尺寸/mm
R3525B 型	ϕ2 500		1 000 5 000 250	2×ϕ360	25.9	3 317×300×6 410
Q3516 型	ϕ1 600	8－ϕ300	轴类 ϕ160 400 齿轮 ϕ350 400	2×ϕ500	38.3	5 647×3 098×5 605
Q3518 型	ϕ1 800	10－ϕ200	轴类 ϕ160 500 齿轮 ϕ250 500	2×ϕ500	37.42	4 400×3 578×6 660

表 4.9-24　履带式抛丸机

名　称	装载容积/m^3	滚筒内径×有效长度/mm	最大单重/kg	最大装料量/kg	生产率/$t\cdot h^{-1}$	通风量/$m^3\cdot h^{-1}$	总功率/kW	外形尺寸/mm
履带式抛丸机	0.17	737×940	22.7～34	363～477	1.5～2.5	1 800	14	3 681×1 850×4 100
履带式抛丸机	0.43	10 92×1 245	227	1 362	3.5～6	5 300	39.9	4 597×3 262×5 709

2）室式抛丸强化机　适用于载货汽车主动传动器的主动锥齿轮和主动弧齿锥齿轮的抛丸机，若更换夹具还可用于盘齿轮的抛丸强化。

以普通室式抛丸强化机为例，该机主要技术参数为：工位数 5 个；工作台 1 000 mm，工作台转速 2 400 r/min；总功率 18.6 kW，外形尺寸 2 650 mm×2 130 mm×4 160 mm。

（3）喷丸及喷砂设备

喷丸、喷砂清理设备，是以压缩空气为动力，将金属或非金属弹丸从枪口压出，形成每秒几十米的高速丸流，打击零件表面，完成清理或强化处理。

喷丸、喷砂处理设备，通常由喷丸装置、零件运输装置、丸（砂）/分离装置和除尘装置等组成。喷丸设备按作业方式可分为间歇式和连续式，这取决于喷丸器的形式。

喷丸、喷砂装置按其作用原理可分为吸入式、重力式和压出式三种。

重力式是吸入式的一种特殊形式，其不同之处是储丸斗位于混合室上方，弹丸借助本身的重力落入混合室内。

该种形式能量可被充分利用，喷射力强，是喷丸（砂）设备中最广泛应用的形式。压出式喷丸装置分单室和双室两种。单室仅能间歇工作，而双室则可保证连续工作。

（4）液体喷砂清理设备

一般喷砂设备产生大量粉尘，采用液体喷砂有利于排除粉尘污染。表 4.9-25 为液体喷砂机主要技术参数。

表 4.9-25　液体喷砂机主要技术参数

项　　目	SS1 型	SS2 型	SS5 型	SS5 型－A 型（半自动）
喷液泵功率/kW	4.0	1.5	2×4	2×4
工作台转盘电动机功率/kW	—	—	0.75	0.75
磨料粒度	46 号以上	46 号以上	46 号以上	46 号以上
喷嘴直径/mm	10～12	8～10	10～12	10～12
压缩空气耗量/$m^3\cdot min^{-1}$	1～1.5	1.0	4～6	6～9
喷枪数量/把	1	1	4	6
压缩空气压力/kPa	400～600	400～600	400～600	400～600
分离器水泵功率/kW	0.4		0.4	0.4
工作台直径/mm	600	500	1 250	1 250
工作室门尺寸/mm	670×490	—	1 250×1 250	1 250×1 250
整机外型尺寸/mm	2 200×2 200×2 400	905×1 020×1 520	3 500×2 900×2 900	3 500×2 900×2 900
整机重量/kg	470	—	1 500	1 500

6　矫直（校直）设备

矫直设备用于矫正零件的翘曲变形。矫直有热矫和冷矫两类。热矫，又有不同的方法，一种是利用焊枪局部加热零件，使零件的应力释放或重新分布，或再敲击或施压，从而矫正零件的翘曲变形；另一种是利用零件仍在热处理的热（或奥氏体组织）状态下进行矫直，适用于大尺寸的轴类、板件或矫直时易断裂的零件，以及冷矫后弹性作用变形容易反弹的零件。

冷矫直是在热处理后，用于手动机械、工具或压力面加压，以矫正零件的翘曲变形。校直机选用见表 4.9-26。

常用的矫直工具有气焊枪，木质工具、铜锤子及各矫直设备。手动螺旋压机和齿条压机。适用于中、大型零件矫直用的有液压矫直机，选择矫直机应考虑零件直径、状态、矫直机工作压力等因素。矫直机的主要技术规格如表 4.9-27 所示。常用矫正设备及适用范围见表 4.9-28。

表 4.9-26　校直机选用参考表

序号	零件直径/mm	校直机重/t	校直机型式	零件状态	序号	零件直径/mm	校直机重/t	校直机型式	零件状态
1	5～10	1～5	手动	调质状态	5	50～70	25～60	液压	调质状态
2	10～20	5～25	手动、液压	调质状态	6	80～200	50～100	液压	ϕ200 mm 正火状态
3	20～30	10～30	液压	调质状态	7	300～400	500	液压	ϕ400 mm 退火，正火状态
4	30～60	15～50	液压	调质状态					

表 4.9-27　矫直机的主要技术规格

设备名称	型号	公称压力/kN	工作台高度/mm	最大行程/mm	功率/kW	工作台尺寸/mm	外形尺寸（长×宽×高）/mm	重量/t
手动齿条压力机	J01-1	10		250			570×400×1 000	0.32
手动螺杆压力机		30		200			550×550×865	0.282
单柱矫直液压机	Y41-2.5	25	882	160	2.2	840×320	840×320×1 580	0.21
单柱矫直液压机	Y41-10	100	710	400	2.2	410×420	1 160×550×2 100	1.15
单柱矫直液压机	Y41-25	250	710	500	5.5	570×510	1 430×680×2 360	2.35
单柱矫直液压机	Y41-63	630	800	500	5.5	1 000×450	1 400×1 000×2 750	5.0
单柱矫直液压机	Y41-100	1 000	1 000	500	10	2 000×600	2 000×1 695×2 895	5.5
单柱矫直液压机	Y41-160	1 600	1 050	500	10	2 000×590	2 000×1 790×3 067	
双柱矫直液压机	Y41-250	2 500		500	22	4 600×600	4 810×1 660×4 125	12.0
双柱矫直液压机		5 000		600	25.4	最长零件 10 m	9 070×2 620×6 350	32

表 4.9-28　常用矫正设备及适用范围

设备类型	规格	主要用途	设备类型	规格	主要用途
手动压床	1～5 t	单件、小批小零件矫直	双辊矫直机		等径小零件连续矫直
压力机	5～25 t	单件、小批小零件矫直	专用矫直机		为专门零件设计的矫直机
单柱液压机	10～100 t	轴类零件矫直及齿轮扩孔	搓板矫直机		小轴连续矫直
三辊矫直机		等径或径差很小零件矫直	摩擦压力机		零件热后矫正

7　起重运输设备

热处理常用各种起重设备，如电动葫芦、梁式起重机、桥式起重机等。

大型较长轴类零件垂直淬火时，为防止下降速度太慢，引起油面起火。应选用特制的下降速度达 20～60 m/min 的淬火起重机。为防止意外事故造成起重机不能正常运行，起重机应备有专用松闸机构，必要时可用手动操作，使吊钩能继续下降。常见的桥式淬火起重机的技术规格见表 4.9-29。

表 4.9-29　常见的桥式淬火起重机主要技术规格

起重量/t 主钩	起重量/t 副钩	跨度/m	起升高度 主钩	起升高度 副钩	主钩升降 速度/m·min^{-1}	主钩升降 功率/kW	副钩升降 速度/m·min^{-1}	副钩升降 功率/kW	小车运行机构 速度/m·min^{-1}	小车运行机构 功率/kW	大车运行机构 速度/m·min^{-1}	大车运行机构 功率/kW	起重机总重/t	起重机最大轮压/kN	荐用钢轨
5	—	16.5	13	—	升：14 降：14 27 41	13	—	—	44.6	3.5	58	7.5×2		120	QU80
15	3	22.5	12	18	升：20 降：20 30 49	63	23	11	44.6	3.5	104	8.8×2	40	195	70×70 方钢
20	5	22.5	24	26	升：20 降：20 32 52	85	12	11	43.4	5	114.2	13	32.7	240	QU120

续表 4.9-29

起重量/t		跨度/m	起升高度		主钩升降		副钩升降		小车运行机构		大车运行机构		起重机总重/t	起重机最大轮压/kN	荐用钢轨
主钩	副钩		主钩	副钩	速度/m·min⁻¹	功率/kW	速度/m·min⁻¹	功率/kW	速度/m·min⁻¹	功率/kW	速度/m·min⁻¹	功率/kW			
30	5	22.5	20	20	升：24.5 降：24.5 40	125	19	16	39	5	96.5	8.8	54.25	304	100×100 方钢
40	10	22.5	24	32	升：20 降：20 40	150	16	30	39.2	7.5	88	13×2	63.12	415	QU80
75	20	29.5	45	30	升：23 降：23 45	1 252	14.8	45	44	13	58.5	30×2	135.5	454	KP100

编写：佟晓辉（北京机电研究所）
郑仲瑜（北京机电研究所）

参考文献

1 热处理学会．热处理手册．第3卷．第3版．北京：机械工业出版社，2001
2 王秉铨．工业炉设计手册．北京：机械工业出版社，1996
3 孟繁杰，黄国靖．热处理设备．北京：机械工业出版社，1988
4 王秉铨．工业炉选用图册．北京：机械工业出版社，1990
5 樊东黎．热处理的昨今天与明天．热处理学会，2004
6 张建国．真空热处理新技术．金属热处理，1998
7 刘仁家．真空热处理与设备．北京：宇航出版社，1984
8 刘志儒．金属感应热处理．北京：机械工业出版社，1987
9 潘天明．现代感应加热装置．北京：冶金工业出版社，1996
10 闫毓禾，钟敏霖．高功率激光加工及其应用．天津：天津科学技术出版社，1994
11 美国金属学会．金属手册．第4卷．北京：机械工业出版社，1988
12 吴启明．可控气氛应用情况和评价．机电部第四设计研究院，1984

中 国 材 料 工 程 大 典
CHINA MATERIALS ENGINEERING CANON

第15卷 材料热处理工程

第5篇

材料热处理

主 编 徐跃明

编 写 卫英慧 侯利锋 侯增寿
刘 勇 徐跃明 郑明新
王 文 耿 林 王桂松

审 稿 中国材料工程大典编委会

中国机械工程学会
中国材料研究学会
中国材料工程大典编委会

第 1 章　钢铁材料热处理

1　概述

1.1　钢的分类及编号原则

1.1.1　钢的分类

钢的种类繁多，为了便于生产、管理和使用，根据某些特性，从不同的角度出发，可以把它们分成若干具有共同特点的类别。

(1) 按化学成分（质量分数）分类

可以把钢分为碳素钢（非合金钢）和合金钢两大类。

1) 碳素钢　碳素钢是指碳含量低于 2%，并含有少量锰、硅、硫、磷、氧等杂质元素的铁碳合金。按其碳含量的不同可分为：

① 工业纯铁。为碳含量≤0.04%的铁碳合金；

② 低碳钢。为碳含量≤0.25%的钢；

③ 中碳钢。为碳含量＞0.25%～0.60%的钢；

④ 高碳钢。为碳含量＞0.60%的钢。

此外，按照钢的质量和用途的不同，碳素钢通常又分为：普通碳素结构钢、优质碳素结构钢和碳素工具钢三大类。

2) 合金钢　合金钢是指为了改善钢的性能，在碳素钢的基础上，冶炼时特意加入某些合金元素（如铬、镍、硅、锰、钼、钨、钒、钛、硼……等）的钢。

按其合金元素的种类，可分为铬钢、锰钢、铬锰钢、铬镍钢、铬钼钢、硅锰钢、硅锰钼钒钢、铬镍钼钢、锰钒硼钢……等许多钢种。

按其合金元素的总含量，可分为：

① 低合金钢：合金元素总含量≤5%；

② 中合金钢：合金元素总含量＞5%～10%；

③ 高合金钢：合金元素总含量＞10%。

(2) 按用途分类

这是比较常用的分类方法，但由于对钢的选用重点不同，按用途分类的方法往往并不一致。还由于同一种钢有多方面的用途，在一种情况下可划分为这一钢类，在另一种情况下又可划分为另一钢类，或者同时划入不同的钢类，这就使某些钢种分类往往出现交叉的情况。通常可根据用途分为以下几大类。

1) 结构钢

① 建筑及工程用结构钢。建筑及工程用结构钢，简称建筑用钢，主要用于建筑、桥梁、船舶、锅炉或其他工程上制作金属结构件的钢。这类钢大多为低碳钢，因为它们多要经过焊接施工，碳当量不宜过高，一般都是在热轧供应状态或正火状态下使用。

属于这一类型的钢，主要有：

a. 普通碳素结构钢。按用途又分为：一般用途的普碳钢、专用普碳钢。

b. 低合金钢。按用途又分为：低合金结构钢、耐腐蚀用钢、低温用钢、钢筋钢、钢轨钢、耐磨钢、特殊用途的专用钢。

② 机械制造用结构钢。机械制造用结构钢是指用于制造机械设备结构零件的钢。这类钢基本上都是优质钢或高级优质钢，它们往往要经过热处理、冷塑性冲压成形和机械切削加工后才能使用。

属于这一类型的钢主要有：

a. 优质碳素结构钢；

b. 合金结构钢。

按工艺特征分为：

调质结构钢；

表面硬化结构钢（包括渗碳钢、渗氮钢、碳氮共渗钢和表面淬火用钢）；

冷塑性成型用钢（如冷冲压钢、冷镦钢、冷挤压用钢等）。

c. 易切削结构钢；

d. 弹簧钢；

e. 滚动轴承钢。

2) 工具钢　工具钢是指用于制造工具的钢。

这类钢按其化学成分，通常分为：①碳素工具钢；②合金工具钢；③高速钢。

按照用途又可分为：①刃具钢（或称刀具钢）；②模具钢（包括冷作模具钢和热作模具钢）；③量具钢。

3) 特殊钢　特殊钢是指用特殊方法生产、具有特殊物理化学性能或力学性能的钢。

属于这一类型的钢主要有：①不锈耐酸钢；②耐热不起皮钢；③高电阻合金；④低温用钢；⑤耐磨钢；⑥磁钢（包括硬磁钢和软磁钢）；⑦抗磁钢；⑧超高强度钢（指 $\sigma_b \geq$ 1 400 MPa的钢）。

4) 专业用钢　这是指各个工业部门专用的钢。例如：农机用钢、机床用钢、重型机械用钢、汽车用钢、航空用钢、宇航用钢、石油机械用钢、化工机械用钢、锅炉用钢、电工用钢、焊条用钢等。

(3) 按金相组织分类

钢的金相组织与其化学成分和热处理状态有密切的关系，所以按金相组织分类时，必须同时考虑其热处理状态。

1) 按退火后的金相组织分为

① 亚共析钢。组织为游离铁素体＋珠光体。

② 共析钢。组织全部为珠光体。

③ 过共析钢。组织为游离碳化物＋珠光体。

④ 莱氏体钢。组织含有碳化物和奥氏体组成的共晶体。

2) 按正火后的金相组织分

① 珠光体钢、贝氏体钢。合金元素含量较少，奥氏体化后于空气中冷却可得到珠光体或索氏体、托氏体的，属于珠光体钢；若得到贝氏体的，属于贝氏体钢。

② 马氏体钢。合金元素含量较高，奥氏体化后于空气中冷却，可得到马氏体的，称为马氏体钢。

③ 奥氏体钢。合金元素含量很多，奥氏体化后于空气中冷却，奥氏体直到室温仍不转变的，称为奥氏体钢。

④ 碳化物钢。碳含量较高并含有大量碳化物组成元素时，奥氏体化后于空气中冷却，得到由碳化物及珠光体或马氏体、奥氏体所构成的混合组织的钢，称为碳化物钢。最典型的碳化物钢是高铬模具钢。

(4) 按品质分类

所谓钢的品质，实际上包括钢的纯度和成分均匀度两个方面。钢的纯度主要以钢所含有害杂质的多少来衡量。具体分为以下三类。

1) 普通钢　这类钢含杂质元素较多，其中磷与硫均被限制在 0.07%以内，主要用于建筑结构和要求不太高的机械零件，属于这一类的钢如普通碳素钢、低合金结构钢等。

2) 优质钢　这类钢含杂质元素较少，质量较好，其中

磷与硫的含量均被限制在0.04%以内，主要用作机械结构零件和工具。属于这一类的钢有优质碳素结构钢、合金结构钢、碳素工具钢和合金工具钢、弹簧钢、轴承钢等。

3）高级优质钢　这类钢含杂质元素极少，其中磷、硫含量均被限制在0.03%以内，主要用作重要的机械结构零件和工具，属于这一类的钢，大多是合金结构钢和工具钢，为了区别于一般的优质钢，这类钢的钢号后面，通常加符号“A”或汉字“高”，以便区别。

1.1.2　钢号表示方法

国标GB/T 221—2000中规定，钢号采用汉语拼音字母、化学符号和阿拉伯数字相结合的原则，即

1）钢号中化学元素采用化学符号表示，例如Si，Mn，Cr等；

2）产品名称、用途、冶炼和浇注方法等，一般采用汉语拼音的缩写字母来表示，见表5.1-1。

3）钢中主要化学元素含量（%），采用阿拉伯数字表示。

这些原则在一些特殊的情况下可以混合使用，例如“GCr15SiMn”表示含Cr约为1.5%的滚动轴承钢。

（1）普通碳素结构钢

1）钢号冠以“Q”，代表屈服强度；后面的数字表示屈服强度值，单位是MPa。例如：Q235，其$\sigma_{0.2}$为235 MPa。

2）必要时钢号后面可标出表示质量等级和脱氧方法的符号。

质量等级符号分别为A、B、C、D。

脱氧方法符号：F－沸腾钢；b－半镇静钢；Z－镇静钢；TZ－特殊镇静钢。

表5.1-1　表示钢号名称、用途、冶炼和浇注方法采用的缩写字母

名　称	采用字及拼音		采用的缩写	字体	在钢号中位置	名　称	采用字及拼音		采用的缩写	字体	在钢号中位置
	汉字	拼音					汉字	拼音			
屈服强度	屈	Qu	Q	大写	头	铆螺钢	铆螺	Mao Luo	ML	大写	头
沸腾钢	沸	Fei	F	大写	尾	锚链钢	锚	Mao	M	大写	头
半镇静钢	半	Ban	b	小写	尾	矿用钢	矿	Kuang	K	大写	尾
镇静钢	镇	Zhen	Z	大写	尾	汽车大梁用钢	梁	Liang	L	大写	尾
特殊镇静钢	特镇	Te Zhen	TZ	大写	尾	压力容器用钢	容	Rong	R	大写	尾
氧气转炉（钢）	氧	Yang	Y	大写	中	多层式高压容器用钢	高层	Gao Ceng	g C	小大写	尾
碱性空气转炉（钢）	碱	Jian	J	大写	中	铸钢	铸钢	Zhu Gang	Z G	大写	头
易切削钢	易	Yi	Y	大写	头	轧辊用铸钢	铸辊	Zhu Gun	Z U	大写	头
碳素工具钢	碳	Tan	T	大写	头	低淬透性钢	低	Di	d①	小写	尾
滚动轴承钢	滚	Gun	G	大写	头	电工用热轧硅钢	电热	Dian Re	D R	大写	头
焊条用钢	焊	Han	H	大写	头	电工用冷轧无取向硅钢	电无	Dian Wu	D W	大写	头
高级（优质钢）	高	Gao	A	大写	尾	电工用冷轧取向硅钢	电取	Dian Qu	D Q	大写	头
特级	特	Te	E	大写	尾	电工用纯铁	电铁	Dian Tie	DT	大写	头
超级	超	Chao	C	大写	尾	精密合金	精	Jing	J	大写	中
船用钢	船	Chuan	C	大写	尾	耐蚀合金	耐蚀	Nai Shi	NS	大写	头
桥梁钢	桥	Qiao	q	小写	尾	变形高温合金	高合	Gao He	GH	大写	头
锅炉钢	锅	Guo	g	小写	尾	铸造高温合金			K	大写	头
钢轨钢	轨	Gui	U	大写	头						

①　在GB－221—1979中未包括，但在其他标准和书刊中已采用，故列入。

3）专门用途的碳素钢，例如桥梁钢、船用钢等，基本上采用普通碳素钢的表示方法，但在钢号后面附加表示用途的字母。

（2）优质碳素结构钢

1）钢号开头的两位数字表示碳的含量，以名义碳含量的万分之几表示，例如名义碳含量为0.45%的钢，钢号为“45”。

2）锰含量较高的优质碳素钢，添加Mn标明，例如名义碳含量为0.50%，锰含量为0.70%～1.00%的钢，其钢号为50Mn。

3）沸腾钢、半镇静钢及专门用途的优质碳素钢应在钢号最后特别标明，例如名义碳含量为0.10%的半镇静钢，其钢号为10b。

（3）碳素工具钢

1）钢号冠以“T”，代表碳素工具钢种类，以免与其他钢类相混。

2）钢号中的数字表示碳含量，以名义碳含量的千分之几表示。例如名义碳含量为0.8%的工具钢，钢号为“T8”。

3）锰含量较高者，在钢号最后标出“Mn”，例如“T8Mn”。

4）高级优质碳素工具钢的磷含量<0.035%、硫<0.030%，比一般优质碳素工具钢低，在钢号最后加注字“A”，以示区别，例如“T8MnA”。

（4）易削钢

1）钢号冠以“Y”，代表易削钢。

2）字母“Y”后的数字表示碳含量，以平均碳含量的万分之几表示，例如平均碳含量为0.3%的易削钢，其钢号为“Y30”。

3）锰含量较高者，亦在钢号后标出“Mn”。例如“Y40Mn”。

（5）合金结构钢

1）钢号开头的两位数字表示钢的碳含量，以名义碳含量的万分之几表示。

2）钢中主要合金元素，除个别微量合金化元素外，一般以百分之几表示，当名义含量<1.5%时，钢号中一般只标出元素符号，而不标明含量，但在特殊情况下易致混淆者，在元素符号后亦标以数字“1”。例如“12CrMoV”和“12Cr1MoV”，前者铬含量为0.4%～0.6%，后者为0.9%～1.2%，其余成分均相同。当合金元素含量≥1.5%、≥2.5%、≥3.5%……时，在元素符号后面应标明含量，可相应表示为2、3、4……等。例如名义碳含量为0.36%，锰1.5%～1.8%，硅0.4%～0.7%的钢，钢号为“36Mn2Si”。

3）钢中的钒、钛、铝、硼、稀土等合金元素，均属微量合金化元素，虽然含量很低，仍应在钢号中标出。例如名义碳含量为0.20%，锰1.0～1.3%，钒0.07～0.12%，硼0.001～0.005%的钢，钢号为“20MnVB”。

4）高级优质钢应在钢号最后加“A”，以区别于一般优质钢。

5）专门用途的合金结构钢，钢号应冠以（或后缀）代表该钢种用途的符号。例如，铆螺专用30CrMnSi钢，钢号为ML30CrMnSi。

（6）低合金钢

1）钢号的表示方法，基本上和合金结构钢相同。

2）对专业用低合金钢，以汉语拼音字母在钢号末尾标明。例如16Mn钢，用于桥梁的专用钢种表示为“16Mnq”，汽车大梁的专用钢种为“16MnL”，压力容器的专用钢种为“16MnR”。

（7）弹簧钢

弹簧钢按化学成分可分为碳素弹簧钢和合金弹簧钢两类，其钢号表示方法，基本上与优质碳素钢及合金结构钢相同。

（8）滚动轴承钢

1）钢号冠以字母“G”，表示滚动轴承钢类。

2）钢号不标碳含量，铬含量以千分之几表示。例如名义碳含量为1%，名义铬含量为1.5%的铬轴承钢，钢号为“GCr15”。

（9）合金工具钢和高速工具钢

1）合金工具钢钢号的名义碳含量≥1.0%时，不标碳含量；当名义碳含量<1.0%时，以千分之几表示。例如“CrMn”钢的碳含量为1.3%～1.5%；“9Mn2V”钢的碳含量为0.85%～0.95%。

2）合金元素含量的表示方法，基本上与合金结构钢相同。但对铬含量较低的合金工具钢，其铬含量以千分之几表示，并在表示含量的数字前加“0”，以便把它和一般元素含量按百分之几表示的方法区分开来。例如名义铬含量为0.6%的低铬工具钢，钢号应表示为“Cr06”。

3）高速工具钢的钢号一般不标碳含量，只标出各种合金元素名义含量的百分之几。例如“18-4-1”钨系高速钢的钢号为“W18Cr4V”。

（10）不锈钢和耐热钢

1）钢号中碳含量仍以千分之几表示。例如“9Cr18”钢的名义碳含量为0.9%；碳含量≤0.03%或≤0.08%者，钢号前分别冠以“00”及“0”，例如00Cr18Ni10，0Cr13等。

2）对钢中主要合金元素以百分之几表示，而钛、铌、锆、氮……等则按上述合金结构钢对微量合金化元素的表示方法标出。

1.2 常用合金元素

1.2.1 基本概念

合金元素是指特别添加到钢中的化学元素，其作用是保证获得所要求的组织结构、物理、化学和力学性能。

钢中常见的化学元素有周期表第三周期的Al、Si；第四周期的Ti、V、Cr、Mn、Co、Ni、Cu；第五周期的Nb、Mo；第六周期的W。另外第二周期的B、N；第五周期的Zr以及第六、七周期的稀土元素和Ta等作为微合金化元素加入钢中。此外H、O、Sn、Sb、As、Bi可能作为气体或杂质存在于钢中。

由冶炼时所用原材料以及冶炼方法和工艺操作等带入钢中的化学元素，称为杂质。钢中杂质的含量一般限制在下列范围：Mn≤0.5%，Si≤0.4%，Cr≤0.3%，Ni≤0.3%，Cu≤0.3%，Mo≤0.10%，W≤0.2%，P≤0.025～0.04%，S≤0.015～0.05%。这样，同一元素既可能作为杂质又可能作为添加元素，若属于前者，则影响钢的质量；若属于后者，则决定钢的组织与性能。

1.2.2 合金元素的分类

金属合金元素可以相对地分为下列几类：

1）铁族金属　属于这一类的是Co、Ni和Mn。

2）难熔金属　属于这一类的金属，熔点高于铁，即高于1 539℃。这类金属作为合金元素加入钢中的是W、Mo、Nb以及V和Cr。

3）轻金属　属于这一类的合金元素，最常用的是Ti和Al。

4）稀土元素　属于这一类的是La（镧）、Ce（铈）和Nd（钕）等稀土元素。

1.2.3 合金元素在钢中的分布形式

合金元素加入钢中，首先与铁形成固溶体，其次是与碳形成碳化物，少量存在于夹杂物（如氧化物、氮化物及硫化物）中，在高合金钢中还可能形成金属间化合物。合金元素在钢中的存在形式见表5.1-2。

（1）溶于铁中

几乎所有的合金元素（除Pb外）都可与铁形成合金铁素体或合金奥氏体。合金元素在铁中的溶解度见表5.1-3。

表5.1-2 合金元素在钢中的存在形式

存在形式	合金元素
在奥氏体、铁素体中形成固溶体，不形成碳化物	Si、Al、Cu、Ni、Co
极易形成碳化物，仅在缺少碳时，才进入固溶体	V、Zr、Nb、Ti、Ta、Cr、Mo、W
部分进入固溶体，部分进入渗碳体置换一部分铁原子，也形成特殊碳化物	Mn［$(Fe,Mn)_3C$］、Cr［$(Fe,Cr)_3C$］、$(Fe,Cr)_7C_3$、$(Fe,W)_6C$
易和氧、氮化合形成氧化物和氮化物，成为钢中夹杂	Al（Al_2O_3、AlN）、Mn、Si（$MnO·SiO_2$）、Ti（TiO_2、TiN）、Zr（ZrN）
和硫化合形成硫化物夹杂和铁镍化合形成金属间化合物	Mn、Zr、Se Si（FeSi）、Cr（FeCr）、W（Fe_2W） Ti（Fe_2Ti）、Ni（Ni_3Ti）

表 5.1-3　合金元素和有害元素在 α-Fe 和 γ-Fe 中最大溶解度

元素	在 α-Fe 中		在 γ-Fe 中		元素	在 α-Fe 中		在 γ-Fe 中	
	温度/℃	溶解度（质量分数）/%	温度/℃	溶解度（质量分数）/%		温度/℃	溶解度（质量分数）/%	温度/℃	溶解度（质量分数）/%
Al	1 094	36	1 150	0.625	Ni	约 415	7		无限
As	841	11.0	1 150	1.5	O	910	0.03	910～1 390	0.002～0.003
B	913	0.002	1 161	0.021	P	1 049	2.55	1 152	0.3
Be	1 165	7.4	1 100	0.2	Pd	816	6.1		无限
C	727	0.021 8	1 148	2.11	S	914	0.020	1 370	0.065
Co	600	76		无限	Sb	1 003	约 34	1 154	2.5
Cr		无限	约 1 050	12	Si	1 275	13	约 1 150	约 2
Cu	851	2.1	1 096	约 9.5	Sn	751	约 17.9	约 1 100	约 1.5
Mn	<300	>3		无限	Ti	1 291	9	1 150	0.71
Mo	1 450	37.5	约 1 150	约 4	V		无限	1 120	1.4
N	590	0.1	650	2.8	W	1 554±6	35.5	1 150	约 4
Nb	989	1.8	1 220	2.6	Zr	926	0.8	1 308	约 2

按照合金元素对 α－Fe 或 γ－Fe 的作用，可将它们分为两大类。

1）扩大 γ 相区元素　亦称奥氏体稳定化元素，主要有 Mn、Ni、Co、C、N、Cu 等。这类元素的共同特点是使 γ→δ 相变温度 A_4 点上升，α⇌γ 相变温度 A_3 点下降（但 Co 例外，当 Co 含量＜45%时，使 A_3 点上升，Co 含量＞45%时 A_3 点下降），使奥氏体稳定存在的区域扩大。属于这一类的元素中，有些扩大 γ 区的元素，能和 γ－Fe 形成无限互溶的固溶体，如 Mn、Ni、Co 等元素加到一定量后，能使 A_3 点降到室温以下，使 α 相完全消失，又称为完全扩大 γ 区的元素。另外一些元素如 C、N、Cu 等，虽扩大 γ 相区，但不能将其扩大到室温，所以它们称为部分扩大 γ 区的元素。

2）缩小 γ 相区元素　亦称铁素体稳定化元素，主要有 Cr、Mo、W、V、Ti、Al、Si、B、Nb、Zr 等。它们使 A_3 点上升，A_4 点下降（Cr 有例外，Cr 含量＜7%时，A_3 点下降；大于 7%时，A_3 点迅速上升），从而缩小 γ 相的存在范围，使铁素体稳定区域扩大。其中 Cr、Mo、W、V、Ti、Al、Si 等元素超过一定量时，A_3 点与 A_4 点重合，使 γ 相区被封闭，这使合金在固溶范围内一直处于单相 α 相状态，它们被称为完全封闭 γ 区的元素。另外一些元素，如 B、Nb、Zr 等，虽然也使 γ 相区温度范围缩小，但不能使其封闭，它们称为部分缩小 γ 区的元素。不论哪种元素都使 γ⇌δ 平衡相变在一定温度范围内进行。

这里将常见元素分类列表于 5.1-4。

表 5.1-4　按元素与铁的相互作用分类

作用＼互溶能力	与 γ-Fe 无限互溶	与 γ-Fe 有限互溶	与 α-Fe 无限互溶	与 α-Fe 有限互溶
扩大 γ 区	Mn、Co、Ni	C、N、Cu	Cr、V	Mn、Cr、Ni、C、N、Cu
封闭 γ 区	—	Si、Al、Mo、Ti、Zr、W、V		Si、Al、Mo、Ti、W
缩小 γ 区	—	B、Zr、Nb、Ta		B、Zr、Nb、Ta

（2）形成碳化物

按合金元素与碳的亲和力分为碳化物形成元素和非碳化物形成元素两类。

常用的非碳化物形成元素有 Ni、Co、Cu、Si、Al、N、B 等。它们不与碳形成碳化物，除了在少数高合金钢中可形成金属间化合物外，基本上都溶于铁素体和奥氏体中。

常用的碳化物形成元素有 Mn、Cr、Mo、W、V、Nb、Zr、Ti 等。Mn 与碳的亲和力较弱，少部分溶于渗碳体中，大部分溶于铁素体和奥氏体中。与碳的亲和力较强的 Cr、Mo、W 等，含量较低时基本上与铁一起形成合金渗碳体；含量较高时可形成新的合金碳化物。而与碳的亲和力很强的元素 V、Nb、Zr、Ti 等，几乎都是形成特殊碳化物。此外，总还有一部分强碳化物形成元素会溶于铁素体和奥氏体中。表 5.1-5、表 5.1-6 列出碳化物的结构与性质。

表 5.1-5　钢中碳化物的结构与性质

碳化物	类　型	晶　格	晶胞中原子数	r_c/r_m ①	晶格常数/0.1 nm	熔点/℃	硬度（换算值）HV	备　　注
TiC	TiC	面心立方	8（4Me＋4C）	0.53	4.32	3 410	3 200	TiC 型碳化物硬度高、稳定，不易溶于奥氏体。不锈钢中常用 Ti、Nb 固定碳，避免晶间腐蚀 TiC 微粒能阻止晶粒长大。工具钢中加入少量 V，形成 VC，可增加耐磨性，细化晶粒。高速钢中析出 VC，引起二次硬化
ZrC				0.48	4.685	3 805	2 600	
NbC				0.53	4.458	3 720±125	2 400	
TaC				0.53	4.445	4 150±140	1 800	
VC				0.57	4.15 或 4.30	3 023	2 500～2 800	

续表 5.1-1

碳化物	类　型	晶　格	晶胞中原子数	r_c/r_m①	晶格常数/0.1 nm	熔点/℃	硬度（换算值）HV	备　　注
W_2C	W_2C	密排六方	3（2Me + C）	0.55	$a = 2.986$ $c/a = 1.578$	3 130	3 000	高速钢中析出 W_2C，引起二次硬化
Mo_2C				0.58	$a = 3.001$ $c/a = 1.573$	2 690 ± 50	1 800 ~ 2 200	高速钢中析出 Mo_2C，引起二次硬化
$Fe_{2.4}C$				0.61	$a = 2.755$ $c/a = 1.579$			回火第一阶段的马氏体分解产物，介稳定相
WC	WC	简单六方	2（1Me + 1C）	0.55	$a = 2.900$ $c/a = 0.975$	2 867	2 400 ~ 2 740	含 W 工具钢退火和高温回火时析出稳定的碳化物，增加耐磨性
MoC				0.56	$a = 2.893$ $c/a = 0.969$	2 960 ± 50	2 250	
$Cr_{23}C_6$ $Fe_{21}W_2C_6$ $Fe_{21}Mo_2C_6$	$M_{23}C_6$	复杂立方	116 （92Me + 24C）	0.61	10.63	~ 1 550	1 000 ~ 1 520	Cr13 型不锈钢中的碳化物 退火高速钢中的碳化物 退火 Mo 高速钢中的碳化物
Cr_7C_3	Cr_7C_3	三斜	80 （56Me + 24C）	0.61	$a = 13.98$ $c = 4.53$	1 670	1 820	高碳高铬工具钢 Cr12 钢中的碳化物
Fe_3C Mn_3C	Fe_3C	复杂正交	16 （12Me + 4C）	0.61	$a = 4.615\,5$ $b = 5.077\,3$ $c = 6.726\,5$	1 330	1 150 ~ 1 340	结构钢、工具钢中的碳化物，其中常溶入一定合金元素
Fe_4W_2C	M_6C	复杂立方	112 （96Me + 16C）		11.1	1 890		高速钢退火后及淬火未溶的碳化物
Fe_4Mo_2C					11.08	1 890		Mo 高速钢退火后及淬火未溶的碳化物

① 碳化物中的碳和其他元素的原子半径比值。

表 5.1-6　常见碳化物和金属间化合物的点阵结构

化 合 物	晶　　型	点阵常数/0.1 nm			晶胞中原子数
		a	*b*	*c*	
$(Co,W)_6C$	立方	10.9 ~ 11.05			112（金属 96，C16）
$(Cr,Fe)_2C$	面心立方，具有点阵缺陷	3.618			
Cr_3C_2	正交	11.48	5.63	2.827	20（Cr12，C8）
Cr_7C_3	六角（菱形）	14.01		4.532	80（Cr56，C24）
$Cr_{23}C_6$	立方	10.53 ~ 10.66			116（Cr92，C24）
FeAl	简单立方	2.89			2
Fe_3Al	面心立方	5.78			16
FeB	正交	4.05	5.50	2.95	8
Fe_2B	四方	5.10		4.24	12
Fe_3C	正交	4.524	5.089	6.743	16（Fe12，C4）
FeCo	简单立方	2.850 4			2
$(Fe,Mo)_6C$	立方	11.05 ~ 11.09			112（金属 96，C16）
$(Fe,W)_6C$					
Mo_2C	六角	3.00		4.72	3
NbC	立方	4.44 ~ 4.46			8（Nb4，C4）

续表 5.1-6

化合物	晶型	点阵常数/0.1 nm			晶胞中原子数
		a	*b*	*c*	
NiAl	简单立方	2.88			2
$NiAl_3$	正交	6.60	7.35	4.80	16
SiC	六角（另有多种六角及菱形结构）	3.08		10.08	8
TiAl	四方	3.99		4.07	2
$TiAl_3$	四方	5.436		8.596	8
TiC	面心立方	4.311			8（Ti4，C4）
VC	立方	4.14～4.31			8（V4，C4）
WC	六角	2.916		2.844	2
W_2C	六角	2.937		4.722	3
ZrC	立方	4.66～4.68			8（Zr4，C4）

合金元素在钢中的分布，决定于热处理条件、合金元素的本质和合金元素的含量以及碳含量。表 5.1-7 及表 5.1-8 分别列出合金元素在退火钢中的分布倾向及结构钢中合金元素在在不同热处理状态下在各相中的分布。

表 5.1-7 合金元素在退火钢中的分布倾向

元素	溶于铁素体中	结合于碳化物中	进入非金属夹杂物	进入金属间化合物	游离状态
Al	Al	—	Al_2O_3、FeO、AlN	Fe_xAl	
B	B	—		Fe_xB	
Ni	Ni	—		Ni_3Ti，Ni_3Al	
Co	Co	—		(FeCo)	
Si	Si	—	$SiO_2 \cdot M_xO_y$	FeSi	
Mn	Mn	◄◄◄—► Mn	MnS、$MnO \cdot SiO_2$		
Cr	Cr	◄◄—► Cr	Cr_xO_y、$FeO \cdot Cr_2O_3$	FeCr	
Mo	Mo	◄◄—►► Mo		Fe_2W	
W	W	◄◄—►► W			
Ta	Ta	◄—►►► Ta	TaN		
V	V	◄—►► V	V_xO_y、V_xN_y		
Nb	Nb	◄—►►► Nb	NbN		
Zr	Zr	◄—►► Zr	ZrO_2、Zr_xN_y		
Ti	Ti	◄—►► Ti	$FeO \cdot TiO_2$、Ti_xN_y	Fe_2Ti	
P	P				
S	S		(Mn，Fe) S、ZrS		
Cu	Cu				w(Cu)(>0.8%时)
Pb			PbS		Pb

表 5.1-8 合金元素在各相的分布

热处理	合金元素		
	在铁的固溶体中	在碳化物中	非金属夹杂物
退火	Ni，Si，Al，Cu，[Mn]，[Cr]，Mo，W	Mn，Cr，[Mo]，[W]，Nb，Zr，Ti	MnO，SiO_2，Al_2O_3，Cr_2O_3，VO，WO_3
淬火	Ni，Si，Al，Cu，Mn，Cr，Mo，W，V	Nb，[V]，Zr，Tr	TiO_2，MnS，ZrS_2
600℃回火（调质）	Ni，Si，Al，Cu，Mn，Cr，Mo，W，V	Mn，[Cr]，[Mo]，[W]，Nb，[V]，Zr，Ti	(MnFe)S

注：有□者表示某元素有两种可能时，其中最可能者。

1.2.4　合金元素对钢的临界点的影响

对碳素钢进行热处理时选择加热温度的主要依据是 γ⟷α 临界点。钢中加入合金元素的共同作用是使 γ⟷α 平衡相变是在一个温度范围内进行，不同之处在于，有些合金元素使之提高，有些合金元素使之降低。影响大小也有所不同，一些高合金钢，例如高速钢和不锈钢，不能简单地以 γ⟷α 相变温度为依据。合金元素对临界点的影响见图 5.1-1。

1.2.5　合金元素对热处理的影响

合金元素对热处理工程的影响主要表现在对钢的组织转变及对热处理工艺的影响上。具体见表 5.1-9、5.1-10。

1.2.6　其他

（1）合金元素对钢的力学性能的影响（图 5.1-2 ~ 图 5.1-6）

（2）合金元素对钢的物理性能的影响（图 5.1-7 ~ 图 5.1-10）

（3）合金元素对钢的化学性能的影响（表 5.1-11）

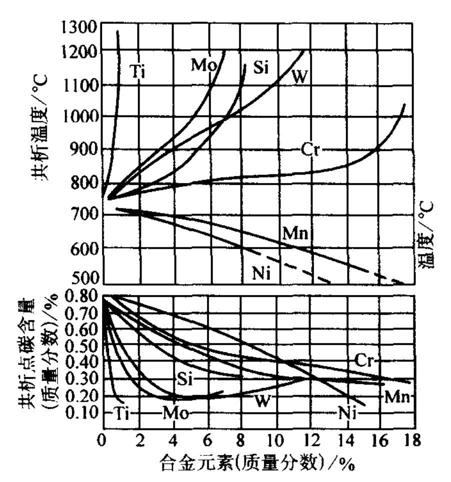


图 5.1-1　几种合金元素对共析温度（A_1）及共析点碳含量的影响

表 5.1-9　合金元素对钢的组织转变的影响

影响方面	合金元素
对奥氏体化过程的影响	
加速	Co
延缓	Ti、V、Mo、W
对奥氏体等温转变的影响	
保持等温转变图形状、向右移	Si、P、Ni、Cu 等不形成碳化物元素和弱形成碳化物元素
等温转变图明显右移，珠光体和贝氏体转变曲线分开	强形成碳化物元素 Ti、V、Cr、Mo、W
使等温转变图左移	Co
对连续冷却转变图的影响	
降低奥氏体分解或转变温度	使等温转变图向右移的元素
提高奥氏体分解或转变温度	使等温转变图向左移的元素，如 Co、Al
对马氏体转变的影响	
降低 M_s 点	C、Mn、V、Cr、Ni、Cu、Mo、W
影响 M_s 点不明显	Si、B
提高 M_s 点	Co、Al
对奥氏体晶粒度的影响	
阻碍晶粒长大	Ti、V、Ta、Zr、Nb 和少量 W、Mo 等形成稳定难溶碳化物元素
	N、O、S 等形成高熔点非金属夹杂物和金属间化合物元素
	Si、Ni、Cu 等促进石墨化元素
	Cu 结构上自由存在的元素
影响不明显	Cr 等形成比较易溶解碳化物的元素
加速晶粒长大	Mn、P
多种元素综合作用	
对 Fe－C 相图奥氏体区的影响	
缩小和封闭 γ 区	Cr、W、Mo、Si、V、Ti 等
扩大 γ 区或影响较小	Ni、Mn、Co 等

表 5.1-10　合金元素对热处理工艺参数的影响

影响方面	合金元素
对热处理加热温度的影响	
提高退火、淬火、回火温度	Cr、Co、V、Al、Ti
增加过热敏感性	C、Mn、Cr
降低过热敏感性	W、Mo、Ti、V、Ni、Si、Ta、Co
不宜在高温加热	Mo

续表 5.1-10

影响方面	合金元素
对热处理加热时间的影响	
不宜长时间退火，以免降低淬火硬度	含W钢
必须适当延长淬火加热时间	含Cr、W、V钢
对反复热处理不敏感	W钢
对化学热处理的影响	
促进对氮的吸收	Al、Cr、Ta
促进对碳的吸收	Cr、W、Mo、V
对高温渗碳温度敏感	Cr、Mo、Mn
对钢的淬透性的影响	
提高淬透性	易使晶粒长大的元素，如Mn。降低奥氏体转变临界冷速的元素，如C、P、Si、Ni、Cr、Mo、B、Cu、As、Sb、Be、N
降低淬透性	使晶粒细化的元素，如Al。提高奥氏体转变临界冷速的元素，如S、V、Ti、Co、Nb、Ta、W、Te、Zr、Se
例外	V、Ti、Nb、Ta、Zr、W等强碳化物形成元素形成碳化物时降低淬透性、溶入固溶体则相反
对回火稳定性的影响	
提高回火稳定性	V、W、Ti、Cr、Mo、Co、Si
作用不明显	Al、Mn、Ni
对回火脆性的影响	
促使回火脆性	Mn、Cr、N、P、V、Cu、Ni
防止或延迟回火脆性	Be、Mo、W
对回火二次硬化的影响	
残留奥氏体转变	Mn、Mo、W、Cr、Ni、Co、V
沉淀硬化	V、Mo、W、Cr、Ni、Co

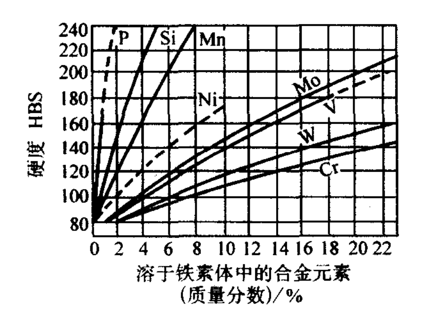


图 5.1-2 各种合金元素对铁素体固溶硬化作用

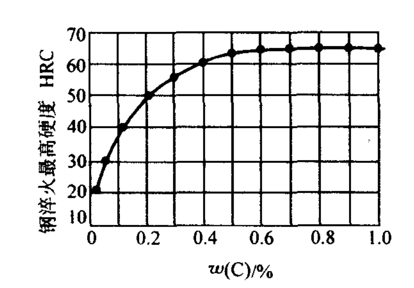


图 5.1-3 马氏体碳含量与最高硬度的关系

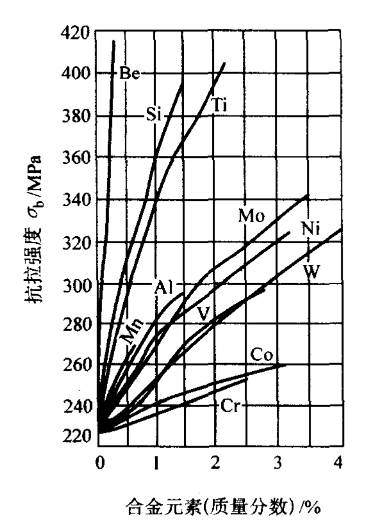


图 5.1-4 不同的合金元素含量对抗拉强度的影响

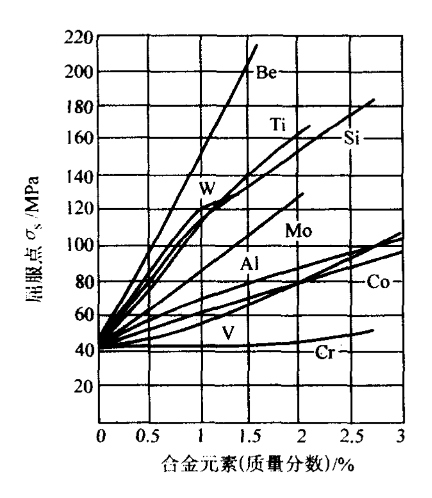


图 5.1-5　不同的合金元素含量对屈服点的影响

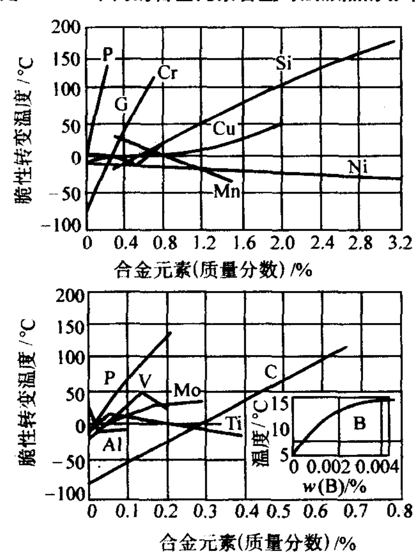


图 5.1-6　合金元素对脆性转变温度的影响

[以 w(C)0.3% w(Cu)1.0% w(Si)0.3%的钢的脆性转变温度为基础，分别加入其他合金元素对其脆性转变温度的影响]

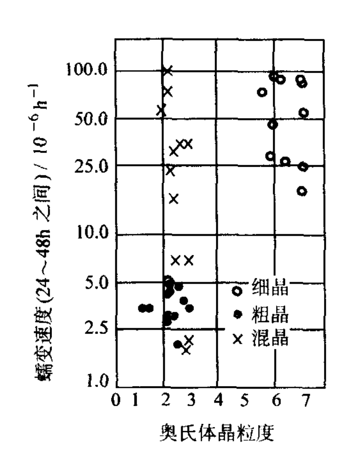


图 5.1-7　奥氏体晶粒大小与蠕变速度的关系图

（试验温度：600℃，载荷 50 MPa）

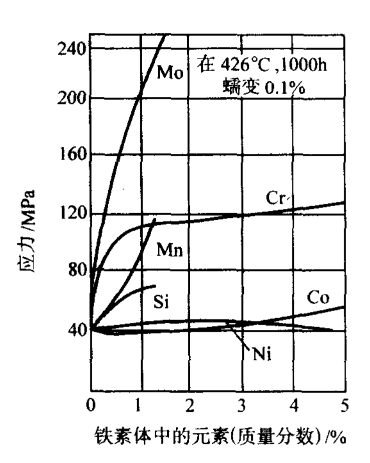
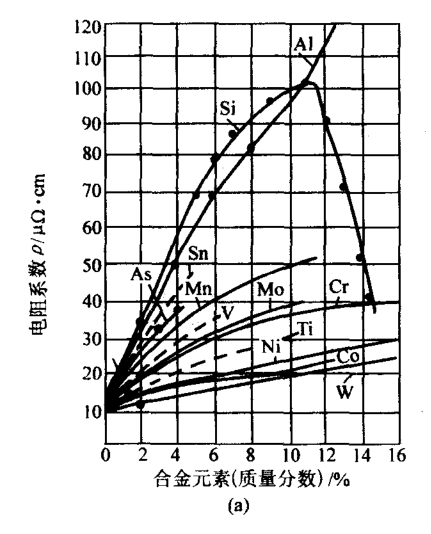


图 5.1-8　几种合金元素对铁素体蠕变强度的影响



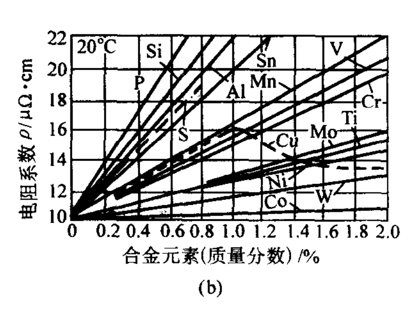


图 5.1-9　各种合金元素对铁的电阻系数的影响（20℃）

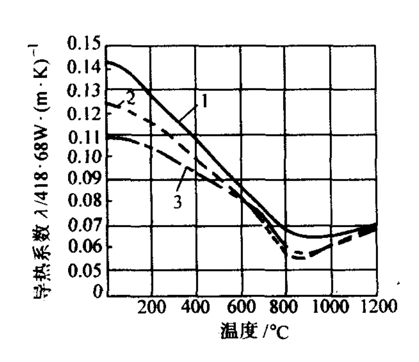


图 5.1-10　不同碳含量的碳素钢在不同温度时对导热系数的影响
1—w(C)0.08%；2—w(C)0.42%；3—w(C)1.22%

表 5.1-11　合金元素对钢化学性能的影响

化学性能	元素的影响
高温氧化	Fe－Fe_3C 合金的抗高温氧化性能很差，加入 Cr、Si、Al 等元素在钢表面形成致密的氧化物，保护钢材表面不继续氧化
高温含硫气体腐蚀	含 Ni 钢的抗硫腐蚀性很差，无 Ni 的 Cr-Al-Si 钢具有较强的抗硫腐蚀能力
低温、常温和零下温度的表面化学性能的变化	由于液体和气体腐蚀介质在钢表面产生局部伏特电池效应而导致腐蚀。采用含高 Ni、Cr 的单相奥氏体不锈钢可避免和明显缓和这种电解腐蚀作用。Al 在钢中也能起到减少表面腐蚀作用，提高碳对钢的抗大气腐蚀能力。随碳量增加，抗晶间腐蚀能力明显降低，加入一定量的 Ti 或 Nb 可改善。Cu 和 P 能提高钢抗大气腐蚀能力。Cu 也可提高有机涂层的附着力。含 Cu 钢也是优良的建筑钢材

(4) 合金元素对钢材加工工艺性能的影响（表 5.1-12）

对钢的焊接性能、冷态加工性能、切削加工性能的影响见表 5.1-12。

表 5.1-12　合金元素对钢材加工工艺性能的影响

工艺性能	元素影响
焊接性	V、Ti、Nb、Zr 改善钢的焊接性，P、S、C 恶化焊接性，一般提高钢的淬透性的元素都降低焊接性
切削加工性	加入 S、Mn 在钢中易生成均匀分布的 MnS 夹杂，切削时易断屑。在优质钢中加入少量的 Pb，亦可改善切削加工性。此外，还要经过适当的热处理使钢材硬度适中
冷态加工性	S、P 等元素易使钢变脆，冷作性能变差，C、Si、P、S、Ni、Cr、V、Cu 等元素都会降低钢的深冲压、拉延性能，Al 有细化晶粒的作用，含少量 Al 的钢可提高深冲压、拉延后的钢板表面质量

2　淬火低温回火合金结构钢及其热处理

在淬火和低温回火状态下使用的结构钢可分为三类：低碳马氏体钢、渗碳钢和滚动轴承钢。

2.1　低碳马氏体钢

2.1.1　低碳马氏体钢的特点

低碳钢或低碳合金钢，经淬火低温回火处理获得低碳马氏体组织，具有高的强度、良好的塑性和韧性，低的脆性转变温度，在静载荷、交变载荷以及多次冲击载荷下具有低的缺口敏感性和过载敏感性。

低碳马氏体钢的性能变化范围如下：

抗拉强度　　1 200～1 600 MPa；
屈服强度　　1 000～1 300 MPa；
伸长率　　≥10%；
断面收缩率　　≥40%；
冲击韧度　　≥60 J/cm^2

上述性能指标和许多中碳合金钢调质处理后的指标相当，因此可以用低碳钢或低碳合金钢淬火低温（或中温）回火部分代替中碳钢调质处理。

低碳钢或低碳合金钢硬度低，塑性好，便于采用先进的冷塑性变形成形工艺。热处理时脱碳倾向小，淬火时不易产生淬火裂纹，可以水淬，淬火后低温（或中温）回火比调质用高温回火经济。

选用时首先考虑的因素也是钢材的淬透性。当零件尺寸较大，冷却速度和钢材的淬透性不够时，在淬火组织中除低碳马氏体外，还会出现不同数量的铁素体或其他非马氏体组织，使力学性能恶化。选用时的第二个因素是钢中碳含量，在淬火及低温回火状态碳含量是影响马氏体性能的主要因素，低碳马氏体钢制件的硬度要求靠控制钢材碳含量来实现，因此碳含量范围比一般规定的范围要窄些。如硬度要求为 35～42HRC 时，碳含量需要控制在 0.12%～0.18% 范围内，碳含量低于 0.12% 时将降低淬透性，硬度达不到 42HRC，虽然强度高，但应力集中严重时，仍可能发生脆性破坏。

2.1.2　成分特点

常用低碳马氏体钢的化学成分列于表 5.1-13。

2.1.3　常用低碳马氏体钢的热处理与力学性能

见表 5.1-14 和表 5.1-15。

2.2　渗碳钢

渗碳钢主要用于制造汽车、拖拉机中的变速齿轮，内燃机上的凸轮轴、活塞销等机器零件。工作中它们遭受强烈的摩擦和磨损，同时承受较高的交变载荷，特别是冲击载荷。

2.2.1　性能要求

根据使用特点，渗碳钢应具有以下性能特点：

1）渗碳层硬度高，并有一定深度，以保证优异的耐磨性和接触疲劳抗力。

2）渗碳件心部有高的韧度和足够高的强度。韧度不足时，在冲击载荷或过载荷作用下容易断裂；强度不足时，则硬脆的渗碳层缺乏足够的支撑，容易碎裂、剥落。

表 5.1-13　常用低碳马氏体钢的化学成分

牌　号	化学成分（质量分数）/%								
	C	Si	Mn	Cr	Ni	V	Mo	B	其他
16Mn	0.12～0.20	0.20～0.60	1.20～1.60	≤0.25	≤0.25				
20Mn	0.17～0.24	0.17～0.37	0.70～1.00	≤0.25	≤0.25				
20Mn2	0.17～0.24	0.17～0.37	1.40～1.80						

续表 5.1-13

牌　号	化学成分（质量分数）/%								
	C	Si	Mn	Cr	Ni	V	Mo	B	其他
20MnV	0.17～0.24	0.17～0.37	1.30～1.60			0.07～0.12			
20Cr	0.17～0.24	0.17～0.37	0.50～0.80	0.70～1.00					
20CrMnTi	0.17～0.23	0.17～0.37	0.80～1.10	1.00～1.30					Ti0.04～0.10
20CrMnSi	0.17～0.23	0.90～1.20	0.80～1.10	0.08～1.10					
15MnV	0.12～0.18	1.20～1.60	0.20～0.55			0.04～0.12			
15MnVB	0.12～0.18	0.17～0.37	1.20～1.60			0.07～0.12		0.000 5～0.003 5	
20MnVB	0.17～0.23	0.17～0.37	1.20～1.60			0.07～0.12		0.000 5～0.003 5	
20MnTiB	0.17～0.24	0.17～0.37	1.30～1.60					0.000 5～0.003 5	Ti0.04～0.10
25MnTiB	0.22～0.28	0.20～0.45	1.30～1.60					0.000 5～0.003 5	
25MnTiBRE	0.22～0.28	0.20～0.45	1.30～1.60					0.000 5～0.003 5	Ti0.04～0.10 RE 加入少量 0.25
20SiMn2MoVA	0.17～0.23	0.90～1.20	2.20～2.60			0.05～0.12	0.30～0.40		
25SiMn2MoVA	0.22～0.28	0.90～1.20	2.20～2.60			0.05～0.12	0.30～0.40		
18Cr2Ni4WA	0.13～0.19	0.17～0.37	0.30～0.60	1.35～1.65	4.00～4.50				
20Cr2Ni4A	0.17～0.23	0.17～0.37	0.30～0.60	1.25～1.65	3.25～3.65				

表 5.1-14　常用低碳马氏体钢的热处理规范及力学性能

钢　号	状　态	硬度 HRC	$\sigma_{0.2}$/MPa	σ_b/MPa	δ/%	ψ/%	a_K/J·cm^{-2}
16Mn	900℃淬 10%盐水，200℃回火	45	1 220	1 440	11.4	40.1	49.8
20Mn	880℃淬 10%盐水，200℃回火	44	1 260	1 500	10.8	42.5	95
20Mn2	880℃淬 10%盐水，250℃回火	45	1 265	1 500	12.4	52.5	83
20MnV	880℃淬 10%盐水，200℃回火	45	1 245	1 435	12.5	43.3	89～126
20Cr	880℃淬 10%盐水，200℃回火	45	1 200	1 450	10.5	49	≥70
20CrMnTi	880℃淬 10%NaOH 水溶液，200℃回火	45	1 310	1 510	12.2	57	80～100
20CrMnSi	880℃淬水，200℃回火	47	1 315	1 575	13	53	93～107
15MnV	880℃淬 10%NaCl 水溶液，200℃回火	43	1 169	1 390	14.8	63.9	112
15MnVB	880℃淬 10%NaCl 水溶液，200℃回火	43	1 133	1 353	12.6	51	95
20MnVB	880℃淬 10%NaCl 水溶液，200℃回火	45	1 245	1 435	12.5	43	—
20MnTiB	870℃淬 10%盐水，200℃回火		1 230	1 450	11.3	55	104
25MnTiB	850℃油淬，200℃回火		1 330	1 535	12.5	54	96
25MnTiBRE	850℃油淬，200℃回火		1 345	1 700	13	57.5	95
20SiMn2MoVA	900℃油淬，250℃回火		1 238	1 511	13.4	58.5	160
25SiMn2MoVA	900℃油淬，250℃回火		1 378	1 676	11.3	51.0	68
18Cr2Ni4WA	890℃油淬，220℃回火		1 214	1 496	9.3	38.1	—
20Cr2Ni4A	880℃油淬，250℃回火	44.5	1 192	1 437	13.8	59.6	—

表 5.1-15 常用低碳马氏体钢淬火强化的临界直径

钢 号	热处理工艺		临界直径范围/mm	
	淬火温度/℃	淬火介质	>95%M	50%M
20Mn	880	10%食盐水	7~8	14~18
16Mn	900	10%食盐水	7~10	15~20
20Cr	880	10%食盐水	12~15	28~32
20MnV	880	水	15~18	—
20Mn2V	880	水	15~20	—
20CrMo	900	10%NaCl水溶液	15~20	30~35
20CrMnTi	880	10%NaCl水溶液	15~20	35~40
20CrMnSi	880	10%NaCl水溶液	15~20	—
22CrMnMo	880	10%NaCl水溶液	17~22	—
15MnB	880	油	12~18	—
15MnVB	880	油	12~18	—
20Mn2TiB	870	油	15~20	—
20SiMn2MoVA	830	油	60~80	—
18Cr2Ni4WA	900	空气	110~130	—

3）有良好的热处理工艺性能。在高的渗碳温度（900~950℃）下奥氏体晶粒不易长大，并且有良好的淬透性。

2.2.2 成分特点

根据性能要求，渗碳钢的化学成分具有以下特点：

1）低碳　碳含量一般在0.10%~0.25%之间，以保证零件心部有足够的塑性和韧度。

2）提高淬透性的元素　保证经热处理后心部强化。常加的元素有Cr（≈2%）、Ni（≈4%）、Mn（2%）等。铬还能细化碳化物，提高渗碳层的耐磨性，镍则对渗碳层和心部的韧度非常有利，有时还加入微量硼提高淬透性。

3）阻碍奥氏体晶粒长大的合金元素　主要加入少量强碳化物形成元素V（<0.4%）、Ti（0.1%）、Mo（<0.6%）、W（<1.2%）等。形成稳定合金碳化物，除了防止渗碳时晶粒长大外，还能增加渗碳层硬度，提高耐磨性。常用渗碳钢的化学成分列于表5.1-16。

表 5.1-16 主要渗碳钢的化学成分

牌 号	化学成分（质量分数）/%								
	C	Si	Mn	P	S	Cr	Ni	Mo	其他
15MnV	0.12~0.18	0.20~0.60	1.20~1.60	≤0.040	≤0.040				V0.04~0.12
20MnV	0.17~0.24	0.20~0.40	1.30~1.60	≤0.040	≤0.040	≤0.35	≤0.35		V0.07~0.12
20Mn2B	0.17~0.24	0.20~0.40	1.50~1.80	≤0.040	≤0.040	≤0.35	≤0.35		B0.001~0.004
25MnTiB	0.22~0.28	0.20~0.40	1.30~1.60	≤0.040	≤0.040	≤0.35	≤0.35		Ti0.06~0.12 B0.001~0.004
20Mn2TiB	0.17~0.24	0.20~0.40	1.50~1.80	≤0.040	≤0.040	≤0.35	≤0.35		Ti0.06~0.12 B0.001~0.004
20SiMnVB	0.17~0.24	0.50~0.80	1.30~1.60	≤0.040	≤0.040	≤0.35	≤0.35		V0.07~0.12 B0.001~0.004
20SiMn2MoV	0.17~0.23	0.90~1.20	2.20~2.60					0.30~0.40	V0.05~0.12
15Cr	0.12~0.18	0.20~0.40	0.40~0.70	≤0.040	≤0.040	0.70~1.00	≤0.35		
20Cr	0.17~0.24	0.20~0.40	0.50~0.80	≤0.040	≤0.040	0.70~1.00	≤0.35		
20CrV	0.17~0.24	0.20~0.40	0.50~0.80	≤0.040	≤0.040	0.80~1.10	≤0.35		V0.10~0.20
20CrMo	0.17~0.24	0.20~0.40	0.40~0.70	≤0.040	≤0.040	0.80~1.10	≤0.35	0.15~0.25	
15CrMn	0.12~0.18	0.20~0.40	1.10~1.40	≤0.040	≤0.040	1.30~1.60	≤0.35		
20CrMn	0.17~0.24	0.20~0.40	0.90~1.20	≤0.040	≤0.040	0.90~1.20	≤0.35		
15CrMnMo	0.12~0.18	0.20~0.40	0.9~1.20	≤0.040	≤0.040	0.90~1.20	≤0.35	0.20~0.30	
20CrMnMo	0.17~0.24	0.20~0.40	0.90~1.20	≤0.040	≤0.040	1.10~1.40	≤0.35	0.20~0.30	

续表 5.1-16

牌　号	化学成分（质量分数）/%								
	C	Si	Mn	P	S	Cr	Ni	Mo	其他
20CrMnTi	0.17～0.24	0.20～0.40	0.80～1.10	≤0.040	≤0.040	1.00～1.30	≤0.35		Ti0.06～0.12
20CrNi	0.17～0.24	0.20～0.40	0.40～0.70	≤0.040	≤0.040	0.45～0.75	1.00～1.40		
12CrNi2	0.10～0.17	0.17～0.37	0.30～0.60	≤0.040	≤0.040	0.60～0.90	1.50～1.90		
12CrNi3	0.10～0.17	0.17～0.37	0.30～0.60	≤0.040	≤0.040	0.60～0.90	2.75～3.15		
12Cr2Ni4	0.10～0.16	0.17～0.37	0.30～0.60	≤0.040	≤0.040	1.25～1.65	3.25～3.65		
20Cr2Ni4	0.17～0.24	0.20～0.40	0.30～0.60	≤0.040	≤0.040	1.25～1.65	3.25～3.65		
18Cr2Ni4W	0.13～0.19	0.20～0.40	0.30～0.60	≤0.040	≤0.040	1.35～1.65	4.00～4.50		W0.80～1.20
20CrNiMo	0.17～0.23	0.17～0.37	0.60～0.95	≤0.040	≤0.040	0.40～0.70	0.35～0.75	0.20～0.30	

2.2.3　热处理工艺

渗碳钢的热处理工艺包括机械加工前的预先热处理及最后热处理。

(1) 预先热处理

根据钢种的不同，常采用以下几种热处理方案。

1) 正火　正火的目的是为了消除锻造缺陷，消除锻造应力，并保证得到 156～207HBS 硬度，使之具有良好的切削加工性能。对于低合金钢一般采用正火。正火温度较高，以便使奥氏体晶粒粗，从而改善切削加工性能。

2) 正火＋高温回火　主要用于中合金渗碳钢，因为这些钢的淬透性高，正火可能得到马氏体组织，故必须进行 640～670℃的高温回火使之软化。

(2) 最后热处理

目的是达到零件性能要求，主要是渗碳及随后的热处理。

常用的渗碳钢热处理工艺列于表 5.1-17 和表 5.1-18。

表 5.1-17　常用渗碳钢的热处理规范及性能

钢　号	预备热处理		渗碳温度/℃	淬火		回火	表面硬度 HRC
	正火温度/℃	HBS（≤）		温度/℃	介质	温度/℃	
15MnV	880～890	217	900～940	降至 820～840	油	180～220	≥55
20MnV	880～900	207	900～940	800～840	油	160～200	≥56
20Mn2B	880～900	—	910～930	800～830	油	150～200	≥57
25MnTiB	920～960	207	930	降至 830～860	油	180～200	≥58
20Mn2TiB	950～970	207	930～950	降至 830～860	油	180～200	56～62
20SiMnVB	920～950	170～207	920～940	860～880	油	180～200	56～61
20SiMn2MoV	920～950	—	930	850～880	油	180	≥58
15Cr	870～900	270	900～930 900～930	780～820 降至 870	油 油	170～190 180～200	≥56 ≥54
20Cr	870～900	270	920～940	770～820	油或水	160～200	58～64
20CrV	880～920	—	920～940	770～820	水或油	180～200	—
20CrMo	880～920	—	920～940	810～830	油或水	160～200	58～64
15CrMn	880～900	—	920～940	780～920	—	160～200	—
20CrMn	880～920	—	910～930	810～830	—	180～200	—
15CrMnMo			900～920	780～800	油	180～200	≥53
20CrMnMo			900～930	810～830	油	180～200	58～63
20CrMnTi	920～950	160～207	920～940 920～940	降至 820～850 830～870	油 油	180～200 180～200	— 56～63
20CrNi	900～920	320	900～930	800～820	油	180～200	58～63
12CrNi2	880～920	207	900～940	810～840	油	150～200	≥56
12CrNi3	880～940	—	900～920	810～830	油	150～200	≥58
12Cr2Ni4	890～940	—	900～930	770～800	油	160～200	≥60
20Cr2Ni4	860～900	—	900～930 900～950	780～820 810～830	油 油	160～200 150～180	≥58 ≥58
18Cr2Ni4W	900～980	—	900～940	840～860	油	150～200	≥56
20CrNiMo			920～940	780～820	油	180～200	58～56

表 5.1-18 常用渗碳钢高温回火（软化）工艺规范

钢 号	加热温度/℃	硬度 HBS（<）	钢 号	加热温度/℃	硬度 HBS（<）
20Cr2Ni4Mo	650～700	—	15CrMnMo	700～720	227
18Cr2Ni4W	650～700	—	20CrMnMo	660～710	227
20SiMn2MoV	690～730	269	15Cr	700～720	179
15SiMn3MoWVA	670	269	20Cr	700～720	179

2.3 滚动轴承钢

2.3.1 性能要求

滚动轴承钢是为了适应滚动轴承服役性能的要求专门冶炼的一种工业用钢。在高速运转的机械中，滚动轴承是不可缺少的重要零件。它的工作特点是承受高而集中的周期性交变载荷；由于滚动体（包括滚珠、滚柱、滚针等）与内、外套圈之间的接触面小，工作时不但存在着高速度的运转，而且也有部分滑动，从而产生极大的摩擦，导致零件的磨损而报废。因此用于制造滚动轴承内、外套圈和滚动体的滚动轴承钢，必须具备以下几个方面的基本性能：

1）高而均匀的硬度和耐磨性；
2）高的弹性极限和接触疲劳强度；
3）适当的韧性和淬透性；
4）在大气或润滑油中具有一定的抗蚀性。

此外，对钢的组织和化学成分的均匀性，非金属夹杂物的含量和分布、碳化物的分布，以及钢的脱碳程度等都有严格的要求；否则，这些缺陷都会显著降低钢的接触疲劳抗力，缩短轴承的使用寿命。

2.3.2 成分特点

根据性能要求，轴承钢的化学成分具有以下特点：

1）高碳 为了保证轴承钢的高硬度、高耐磨性和高强度，碳含量一般为0.95%～1.1%。

2）铬为基本合金元素 铬提高淬透性。它与铁形成的合金渗碳体（Fe，Cr）$_3$C应呈细密、均匀状分布，以提高钢的耐磨性特别是接触疲劳强度。但铬含量过高会增大残留奥氏体量和碳化物分布的不均匀性，使钢的硬度和疲劳强度反而降低。适宜含量为0.40%～1.65%。

3）加入硅、锰、钒等 Si、Mn可进一步提高淬透性，便于制造大型轴承。V部分溶于奥氏体中，部分形成碳化物VC，提高钢的耐磨性并防止过热。

4）纯度要求极高 规定S<0.02%，P<0.027%。非金属夹杂对轴承钢的性能尤其是接触疲劳性能影响较大，因此轴承钢一般采用电炉冶炼，为了提高纯度并采用真空脱气等新技术。常用轴承钢的化学成分见表5.1-19～表5.1-21。

表 5.1-19 高碳铬轴承钢化学成分（摘自 YJZ84）

钢 号	化学成分（质量分数）/%					
	C	Si	Mn	Cr	P	S
					≤	
GCr6	1.05～1.15	0.15～0.35	0.20～0.40	0.40～0.70	0.025	0.025
GCr9	1.00～1.10	0.15～0.35	0.25～0.45	0.90～1.20	0.025	0.025
GCr9SiMn	1.00～1.10	0.45～0.75	0.95～1.25	0.90～1.20	0.025	0.025
GCr15	0.95～1.05	0.15～0.35	0.25～0.45	1.40～1.65	0.025	0.025
GCr15SiMn	0.95～1.05	0.45～0.75	0.95～1.25	1.40～1.65	0.025	0.025

表 5.1-20 渗碳轴承钢化学成分（摘自 GB/T 3203—1982）

牌 号	化学成分（质量分数）/%								
	C	Si	Mn	Cr	Ni	Mo	Cu	P	S
							≤		
G20CrMo	0.17～0.23	0.20～0.35	0.65～0.95	0.35～0.65	—	0.08～0.15	0.25	0.030	0.030
G20CrNiMo	0.17～0.23	0.15～0.40	0.60～0.90	0.35～0.65	0.40～0.70	0.15～0.30	0.25	0.030	0.030
G20CrNi2Mo	0.17～0.23	0.15～0.40	0.40～0.70	0.35～0.65	1.60～2.00	0.20～0.30	0.25	0.030	0.030
G20Cr2Ni4	0.17～0.23	0.15～0.40	0.30～0.60	1.25～1.75	3.25～3.75	—	0.25	0.030	0.030
G10CrNi3Mo	0.08～0.13	0.15～0.40	0.40～0.70	1.00～1.40	3.00～3.50	0.08～0.15	0.25	0.030	0.030
G20Cr2Mn2Mo	0.17～0.23	0.15～0.40	1.30～1.60	1.70～2.00	≤0.30	0.20～0.30	0.25	0.030	0.030

表 5.1-21 高铬轴承钢化学成分（摘自 GB/T 3086—1982）

序号	钢号	化学成分（质量分数）/%						
		C	Si	Mn	P	S	Cr	Mo
1	9Cr18	0.90～1.00	0.80	0.80	0.035	0.030	17.0	
2	9Cr18Mo	0.95～1.10	0.80	0.80	0.035	0.030	16.0～18.0	0.44～0.70

2.3.3　滚动轴承钢的热处理

（1）预备热处理

高碳铬轴承钢为改善切削加工性能而进行的预备热处理是球化退火。渗碳轴承钢的预备热处理见表 5.1-22～表 5.1-24。

表 5.1-22　常用轴承钢退火工艺规范

钢　号	加热温度 /℃	加热时间 /h	冷却速度 /℃·h⁻¹≤	出炉温度 /℃	硬度 HBS≤
GCr6	780～800	—	—	—	170～207
GCr9	790～810	2～6	10～30	650	207～229
GCr15	790～810	2～6	10～30	650	170～207
G8Cr15	770～790	2～6	20	750～650	197～207
GCr9SiMn	760～790	—	—	—	217
GCr15SiMn	790～810	2～6	10～30	600	170～207
GSiMn（RE）	760	4～5	20	650	217
GMnMoV（RE）	780	4～6	20	750～680	179～217
GCrSiWV	780～800	2～4	20	720～600	197～217
Cr4Mo4V	680～710	4～6	20	550	197～250
Cr14Mo4V	880～1 000	4～6	15～30	740～600	197～241
9Cr18Mo	850～870	4～6	30	600	255
70Mn15Cr2Al3WMoV2	870～890	3～6	—	500	270～276

表 5.1-23　常用轴承钢等温退火工艺规范

钢　号	加热温度 /℃	加热时间 /h	等温温度 /℃	等温时间 /h	硬度 HBS
GCr9	790～810	2～6	710～720	1～2	207～209
GCr15	790～810	2～6	710～720	1～2	207～209
GCr15SiMn	790～810	2～6	710～720	1～2	207～209
GSiMn（RE）	750～780	7	705～725	4×（10℃/h）500℃	180～207
GSiMnV（RE）	760～780	12～14	710	4×（30℃/h）650℃	217
GSiMnMoV（RE）	770	12～14	710	4×（30℃/h）650℃	179～217
Cr4Mo4V	840～860	4～6	720～740	4×（30℃/h）550℃	197～241

表 5.1-24　常用轴承钢退火后的力学性能

钢　号	退火温度 /℃	力学性能≥					
		σ_b/MPa	σ_s/MPa	δ/%	ψ/%	a_K/J·cm^{-2}	HBS
GCr9	—	730	420	21	46	45	170
GCr15	770～780	600～730	360～420	15～25	25～59	45～90	179～207
G8Cr15	790	645	—	30	69	—	—
GSiMn（RE）	760	684～700	382～385	26～28	47	—	185～210
GSiMnVRE	770	735	450	25	50	60	179～207
GSiMnMoV（RE）	770	708	449	23	54	—	204
GMnMoV（RE）	780	735	485	21	44	55	203
GCrSiWV	—	830～840	735～790	20～22	43	—	229
Cr4Mo4V	—	710～740	—	20～26	44～55	20～40	187～207
Cr14Mo4V	890	790	—	14	19	—	240
9Cr18Mo	850	760	—	14	27	16	255
70Mn15Cr2Al3WMoV2	1180（水）	720～820	—	60	61	23	—

(2) 最终热处理（淬火和低温回火）（表 5.1-25）

表 5.1-25　常用轴承钢的淬火、回火规范

钢　号	淬　火			回　火	
	温度/℃	冷却介质	硬度 HRC	温度/℃	硬度 HRC
GCr6	800～825	油或水	62～66	150～170	61～65
GCr9	815～830	油	≥63	150～170	62～65
GCr15	835～850	油	≥63	150～170	61～65
G8Cr15	830～850	油	—	150～160	61～64
GCr9SiMn	800～840	油	63～65	150～170 200～250	61～65 58～61
GCr15SiMn	820～840	油	—	150～180	＞62
GSiMn（RE）	790	油	—	150～170	61～64
GSiMnV（RE）	780～820	油	63～65	150～170	62～63
GSiMnMoV（RE）	780～820	油	≥63	160～180	62～64
GMnMoV（RE）	780～810	油	≥63	150～170	62～63
GCrSiWV	870～890	油	—	300	60～62
Cr4Mo4V	1 100～1 200	油	—	520～530 （3 次）	＞62
Cr14Mo4V	1 100～1 120	油	—	500～525 （4 次）	61～63
9Cr18Mo	1 050～1 100	油	—	150～160	≥58
70Mn15Cr2Al3WMoV2	1 180	水	—	650～700	45～50

(3) 常用轴承钢的性能（表 5.1-26 和表 5.1-27）

表 5.1-26　常用轴承钢的淬火临界直径　mm

钢　号	淬火介质			
	静油	20℃水	40℃水	20℃5%（质量分数）NaCl 水溶液
GCr9	13	25	20.5	26
GCr15	15	28	24	29
GCr9SiMn	25	42	38	43
GCr15SiMn	29	46	42	47

表 5.1-27　几种轴承钢在淬火回火状态下的力学性能

钢号	硬度 HRC	抗弯强度 /MPa	挠度 /mm	冲击吸收功/J	热处理工艺
GSiMnV	62	2 520	4.4	74	800℃油淬，175℃回火
GSiMnVRE	65	2 610	—	—	800℃油淬，160℃回火
GSiMnMoV	61.7	2 810	4.6	70	800℃油淬，175℃回火
GMnMoV	—	—	—	88	805℃油淬，150℃回火
GMnMoVRE	—	—	—	95	805℃油淬，150℃回火
GCr15	62.9	2 510	2.8	52	840℃油淬，150℃回火

3　弹簧钢及其热处理工艺

弹簧钢是一种专用的结构钢，主要用于制造各种弹簧和弹性元件。

3.1　性能要求

弹簧是利用弹性变形吸收能量以缓和振动和冲击，或依靠弹性储能产生驱动作用。根据工作要求，弹簧应具有以下性能特点。

1）高的弹性极限，以保证弹簧具有高的弹性变形能力和弹性承载能力，为此应具有高的屈服强度。

2）高的疲劳极限，因为弹簧一般在交变载荷下工作。众所周知，抗拉强度愈高，疲劳极限也相应愈高。另外，表面质量对疲劳极限影响很大，弹簧钢表面不应有脱碳、裂纹、折叠、斑疤和夹杂等缺陷。

3）足够的塑性和韧度，以免发生脆断。

3.2　成分特点

合金弹簧钢的化学成分（质量分数）有以下特点：

1）中、高碳　为了保证高的弹性极限、疲劳极限及高的强度，弹簧钢的碳含量一般为 0.45%～0.70%。

2）加入以 Si、Mn 为主的提高淬透性的元素　Si 和 Mn 主要是提高淬透性，同时也提高屈强比，其中以 Si 的作用最突出，但它在热处理时促进表面脱碳，Mn 则使钢易于过热。因此重要用途的弹簧钢，必须加入 Cr、V、W 等元素。

此外，弹簧钢的净化对疲劳强度有很大影响，所以弹簧钢均为优质钢（P≤0.04%，S≤0.04%）或高级优质钢（P≤0.035%，S≤0.03%）。

3.3　弹簧钢的品种

按生产方法弹簧钢分为热轧钢和冷拉（轧）钢。热轧钢包括用来制造螺旋弹簧的圆钢、方钢和用来制造板簧的扁

钢。冷拉钢包括用于制造较小的螺旋弹簧的冷拉钢丝和用于制造发条和各种形式的弹簧片的冷轧钢带。热轧钢一般截面尺寸较大，制造弹簧时采用加热成形，然后经淬火回火处理。冷拉钢截面尺寸较小，弹簧采用冷态成形制造，成形后或经淬火回火处理，或经消除应力回火处理。常用弹簧钢的化学成分见表 5.1-28。

3.4 热处理工艺（表 5.1-29 ~ 表 5.1-32）

（1）预备热处理

表 5.1-28　常用弹簧钢的化学成分（摘自 GB/T 1222—1984）

钢　号	化学成分（质量分数）/%											
	C	Si	Mn	Cr	Mo	V	W	B	Ni	Cu	P	S
									≤			
65Mn	0.62 ~ 0.70	0.17 ~ 0.37	0.90 ~ 1.20	≤0.25					0.25	0.25	0.035	0.035
55Si2Mn	0.52 ~ 0.60	1.50 ~ 2.00	0.60 ~ 0.90	≤0.35					0.35	0.25	0.035	0.035
55Si2MnB	0.52 ~ 0.60	1.50 ~ 2.00	0.60 ~ 0.90	≤0.35				0.000 5 ~ 0.004	0.35	0.25	0.035	0.035
55SiMnVB	0.52 ~ 0.60	0.70 ~ 1.00	1.00 ~ 1.30	≤0.35		0.08 ~ 0.16		0.000 5 ~ 0.003 5	0.35	0.25	0.035	0.035
60Si2Mn	0.56 ~ 0.64	1.50 ~ 2.00	0.60 ~ 0.90	≤0.35					0.35	0.25	0.035	0.035
60Si2MnA	0.56 ~ 0.64	1.60 ~ 2.00	0.60 ~ 0.90	≤0.35					0.35	0.25	0.030	0.030
60Si2CrA	0.56 ~ 0.64	1.40 ~ 1.80	0.40 ~ 0.70	0.70 ~ 1.00					0.35	0.25	0.030	0.030
60Si2CrVA	0.56 ~ 0.64	1.40 ~ 1.80	0.40 ~ 0.70	0.90 ~ 1.20		0.10 ~ 0.20			0.35	0.25	0.030	0.030
55CrMnA	0.52 ~ 0.60	0.17 ~ 0.37	0.65 ~ 0.95	0.65 ~ 0.95					0.35	0.25	0.030	0.030
60CrMnA	0.56 ~ 0.64	0.17 ~ 0.37	0.70 ~ 1.00	0.70 ~ 1.00					0.35	0.25	0.030	0.030
60CrMnMoA	0.56 ~ 0.64	0.17 ~ 0.37	0.17 ~ 1.00	0.70 ~ 0.90	0.25 ~ 0.35				0.35	0.25	0.030	0.030
50CrVA	0.46 ~ 0.54	0.17 ~ 0.37	0.50 ~ 0.80	0.80 ~ 1.10		0.10 ~ 0.20			0.35	0.25	0.030	0.030
60CrMnBA	0.56 ~ 0.64	0.17 ~ 0.37	0.70 ~ 1.00	0.70 ~ 1.00				0.000 5 ~ 0.004	0.35	0.25	0.030	0.030
30W4Cr2VA	0.26 ~ 0.34	0.17 ~ 0.37	≤0.40	2.00 ~ 2.50		0.50 ~ 0.80	4 ~ 4.5		0.35	0.25	0.030	0.030

表 5.1-29　常用弹簧钢退火和正火工艺规范

钢　号	退火加热温度/℃	正火加热温度/℃	钢　号	退火加热温度/℃	正火加热温度/℃
60Mn	820 ~ 840	820 ~ 860	60Si2Mn	—	830 ~ 860
65Mn	780 ~ 840	820 ~ 860	70Si3Mn	760 ~ 790	—
50CrVA	810 ~ 870	850 ~ 880	55SiMnVB	800 ~ 840	840 ~ 880
50CrMn	800 ~ 820	800 ~ 840	55SiMnMoV	800 ~ 840	850 ~ 880
50CrMnVA	—	850 ~ 880	55SiMnMoVNb	800 ~ 840	840 ~ 880
45CrMoV	740 ~ 780	—	30W4Cr2VA	740 ~ 780	—
55Si2Mn	—	830 ~ 860			

注：退火——加热后炉冷；正火——加热后空冷。

表 5.1-30　热轧弹簧和冷拔（卷）弹簧钢丝消除应力回火

钢号	热轧弹簧		冷拔弹簧钢丝	
	加热温度/℃	冷却	加热温度/℃	冷却
65Mn	—	—	250 ~ 360	空气
50CrVA	400 ~ 500	油或水	315 ~ 370	空气
60Si2Mn	—	—	230 ~ 400	空气

（2）最终热处理

热成形弹簧最终热处理通常为淬火 + 中温回火，在保证弹性的条件下，使之具有一定的韧度。

3.5 特殊性能弹簧用钢和弹性合金

耐热钢、不锈钢、高速钢以及特殊合金用来制造用于高温、腐蚀以及特殊条件下工作的弹簧。这类钢的化学成分列于表 5.1-33，热处理工艺列于表 5.1-34。

表 5.1-31 常用弹簧钢的淬火、回火规范

钢号	淬火			回火		
	温度/℃	冷却介质	硬度 HRC	温度/℃	冷却介质	硬度 HRC
60Mn	820~840	油或水	—	380~420	—	40~45
65Mn	780~840	油或水	—	380~400	水	45~50
50CrVA	850~890	油	—	400~500	—	42~47
50CrMn	840~860	油	—	400~510	水	40~45
50CrMnV	820~840 840~880	水 油	—	500 550	—	39~43 39~43
45CrMoV	930~960	油	—	530~600	空气或水	—
55Si2	880	油	—	480	水	39~43
60Si2	870	油	—	460	水	43~50
60Si2A	870	油	—	460	水	40~49
63Si2A	860	油	—	480	水	HBS302
70Si3A	860	油	—	460	水	HBS302
60Si2CrA	850	油	—	400	水	—
60Si2CrV	850	油	—	400	水	—
55SiMn	880	油	—	460	水	39~46
55Si2Mn	850~880	油或水		400~520	空气	—
60Si2Mn	840~880	油或水		410~460	水	45~50
70Si3Mn	860	油		420~480	—	48~52
55SiMnVB	840~880	油		400~500	水或空气	40~47
55SiMnMoV	860~900	油		520~580	—	40~45
55SiMnMoVNb	860~900	油		450~550	水或空气	—
30W4Cr2VA	1 050~1 100	油		600~670	空气或水	—

表 5.1-32 常用弹簧钢的淬火临界直径

钢号	淬火介质				钢号	淬火介质			
	静油	20℃水	40℃水	20℃5%（质量分数）NaCl 水溶液		静油	20℃水	40℃水	20℃5%（质量分数）NaCl 水溶液
60	12	24	19.5	25.5	65Mn	20	36	31.5	37
65	12	24	19.5	26	50CrVA	32	51	47	52
75	13	25	20.5	27	50CrMn	36	56	52	57
85	14	26	22	28	50CrMnV	36	56	52	57
60Mn	20	36	31.5	37	60Si2Mn	22	38	35	40

表 5.1-33 特殊性能弹簧钢和弹性合金的化学成分

钢号	化学成分（质量分数）/%										
	C	Si	Mn	P	S	Cr	Ni	Mo	W	V	其他
W18Cr4V	0.70~0.80	≤0.40	≤0.40	≤0.030	≤0.030	3.80~4.40		≤0.30	17.5~19.0	1.00~1.40	
3Cr13	0.25~0.34	≤0.60	≤0.80	≤0.035	≤0.030	12.0~14.0					
4Cr13	0.35~0.45	≤0.60	≤0.80	≤0.035	≤0.030	12.0~14.0					
1Cr18Ni9	≤0.12	≤1.0	≤2.0	≤0.035	≤0.030	17.0~19.0	8.0~11.0				
1Cr18Ni9Ti	≤0.12	≤1.0	≤2.0	≤0.035	≤0.030	17.0~19.0	8.0~11.0				Ti5×(w_c-0.02)~0.8

续表 5.1-33

钢 号	化学成分（质量分数）/%										
	C	Si	Mn	P	S	Cr	Ni	Mo	W	V	其他
1Cr18Ni12Mo2Ti	≤0.12	≤1.0	≤2.0	≤0.035	≤0.030	16 ~ 19	11 ~ 14	1.8 ~ 2.5			Ti5 ×（w_c − 0.02）~ 0.8
0Cr17Ni7Al	≤0.09	≤1.0	≤1.0	≤0.035	≤0.030	16 ~ 18	6.5 ~ 7.5				Al0.75 ~ 1.5
0Cr12Ni4Mn5Mo3Al	≤0.09	≤0.8	4.4 ~ 5.3			11 ~ 12	4 ~ 5	2.7 ~ 3.3			Al 0.5 ~ 1.0
0Cr15Ni7Mo2Al	≤0.09	≤1.0	≤1.0	≤0.035	≤0.030	14 ~ 16	6.5 ~ 7.5	2.0 ~ 3.0			Al 0.5 ~ 1.50
00Ni18Co9Mo5TiAl	< 0.03	< 0.10	< 0.10	0.010	0.010		18.0 ~ 19.0	4.7 ~ 5.1			Co8.0 ~ 9.5 Ti0.5 ~ 0.8 Al0.05 ~ 0.15 B < 0.003 Zr < 0.02 Ca < 0.05
Cr14Ni25Mo（A − 286）	≤0.08	0.4 ~ 1.0	1.0 ~ 2.0	0.040	0.030	13.5 ~ 16.0	24.0 ~ 28.0	1.0 ~ 1.5		0.1 ~ 0.5	Ti1.9 ~ 2.3 Al≤0.35 B0.003 ~ 0.01
Ni36CrTiAlMo8	≤0.05	≤0.5	0.8 ~ 1.2	0.020	0.020	11.5 ~ 13.0	35.0 ~ 37.0	7.0 ~ 9.0			Ti2.7 ~ 3.2 Al0.9 ~ 1.2
Ni42CrTiAl	≤0.05	0.5 ~ 0.8	0.5 ~ 0.8			5.3 ~ 5.9	41.5 ~ 43.5				Ti2.4 ~ 3.0 Al0.4 ~ 0.8
Inconel718	≤0.10	≤0.75	≤0.50			17.0 ~ 21.0	50 ~ 55	2.8 ~ 3.3			Nb4.50 ~ 5.75 Ti0.3 ~ 1.3 Al0.2 ~ 1.0 Fe18，Co≤1.0 Cu≤0.75
Co40NiCrMo	0.07 ~ 0.12	≤0.5	1.8 ~ 2.2			19 ~ 21	15 ~ 17	6.4 ~ 7.4			Co39 ~ 41

表 5.1-34 特殊性能弹簧钢和弹性合金的热处理规范和力学性能

钢 号	热 处 理	力学性能				
		σ_b/MPa	σ_s/MPa	δ/%	ψ/%	HRC
3Cr13	1 050℃油淬，450℃回火	175	$\sigma_{0.2}$ 143	15	46	17 ~ 50
1Cr18Ni9Ti	冷拔钢丝 ϕ1 mm 冷拔钢丝 ϕ4 ~ 5 mm	180 ~ 200 140 ~ 160	—	—	—	—
0Cr17Ni7Al	1.105 0℃空冷→950℃10 min + 4 min/mm，空冷→ − 73℃，8 h→510℃，1 h空冷；	1. 158 2. 186	147 182	$\delta_4$6 $\delta_4$2	—	47 49
0Cr15Ni7Mo2Al	2.105 0℃空冷→60%以上冷加工→480℃ 1 h空冷	1. 164 2. 186	152 182	$\delta_4$6 $\delta_4$2	—	48 50
0Cr12Ni4Mn5Mo5TiAl	冷加工 60%→520℃空冷	185	—	—	—	—
00Cr18Co9Mo5TiAl	820℃30 min 空冷→480℃ 3 h空冷 980℃ 1 h 油淬→30%冷加工	206	$\sigma_{0.2}$ 204	11.8	57	52 ~ 55
Cr14Ni25Mo（A286）	→650 ~ 700℃8 ~ 19 h 空冷	127 ~ 138	$\sigma_{0.2}$110 ~ 121	$\delta_4$10 ~ 16	43 ~ 52	—
Ni36CrTiAlMo8	1 000 ~ 1 050℃水淬→750℃ 4 h空冷	140 ~ 150	$\sigma_{0.2}$110 ~ 115	6 ~ 7	—	46
Ni42CrTiAl	910℃ ± 10℃水淬→600℃ 3 h空冷	120 ~ 125	$\sigma_{0.2}$80 ~ 100	10 ~ 15		35 ~ 38
Inconel718	1 040℃ 1 h空冷→720℃8 h，炉冷 50℃/h→620℃8 h空冷	139	$\sigma_{0.2}$118.5	25	48	
Co40NiCrMo	1100~ 1150℃水冷→冷加工→400 ~ 450℃ 4 h空冷	250 ~ 270	$\sigma_{0.2}$ 0.223 0 ~ 250	3 ~ 5		54 ~ 58

4　调质钢及其热处理工艺

4.1　调质钢的性能要求

调质钢一般用作轴类零件（如汽车、拖拉机变速箱轴，传动轴，机床主轴等）、重要螺栓（如连杆螺栓）及某些承载较小的齿轮（如多数机床齿轮）等工件。应具有下列性能特点。

1）良好的综合力学性能　各种调质零件工作条件虽不尽相同，受力大小亦不完全一样，但性能要求有共同之处，即要求具有良好的综合力学性能。综合力学性能是指强度、硬度与塑性、韧度的良好匹配。

2）足够的淬透性　调质钢如果淬透性不足，淬火后就不能获得足够厚度的淬硬层，即使回火后表面硬度合格，零件整体仍难以承受外加应力。

4.2　调质钢的成分特点

为了达到上述性能要求，调质钢的成分特点应为：

1）中碳　碳含量一般在 0.25% ~ 0.50% 之间，以 ≈ 0.40% 居多。碳含量过低，回火后强度不足；碳含量过高则韧度不够。

2）加入提高淬透性的合金元素 Cr、Mn、Si、Ni、B 等　调质件的性能水平与钢的淬透性密切相关。尺寸较小时，碳素调质钢与合金调质钢的性能相差不多，但当零件截面尺寸较大时，其性能与合金钢差很远。合金元素 Cr、Mn、Si、Ni 除了提高淬透性以外，还能使铁素体固溶强化，提高钢的强度水平。

3）加入 Mo、W 消除回火脆性　含 Ni、Cr、Mn 的合金调质钢，高温回火缓冷时容易产生第二类回火脆性。因此常加入 Mo、W 来防止，其适宜的含量约为 0.15% ~ 0.30% Mo 或 0.8% ~ 1.2% W。常见调质钢的化学成分见表 5.1-35。

4.3　调质钢的热处理（表 5.1-36）

4.4　调质钢零件的表面强化

通常调质钢零件除了要求较高的强、韧、塑性配合以外，往往还要求某些部位有良好的耐磨性。为此，经过调质处理后，还要在局部部位进行高、中频感应加热表面淬火。如果耐磨性要求更高，则需要在调质后进行渗氮处理。

表 5.1-35　合金调质钢的化学成分（摘自 GB/T 3077—1999）

牌　号	化学成分（质量分数）/%								
	C	Si	Mn	S	P	Cr	Ni	Mo	其他
35Mn	0.32 ~ 0.40	0.17 ~ 0.37	0.70 ~ 1.00	≤0.040	≤0.040	≤0.25	≤0.25	—	—
40Mn	0.37 ~ 0.45	0.17 ~ 0.37	0.70 ~ 1.00	≤0.040	≤0.040	≤0.25	≤0.25	—	—
45Mn	0.42 ~ 0.50	0.17 ~ 0.37	0.70 ~ 1.00	≤0.040	≤0.040	≤0.25	≤0.25	—	—
35Mn2	0.32 ~ 0.39	0.20 ~ 0.40	1.40 ~ 1.80	≤0.040	≤0.040	≤0.35	≤0.35	—	—
40Mn2	0.37 ~ 0.44	0.20 ~ 0.40	1.40 ~ 1.80	≤0.040	≤0.040	≤0.35	≤0.35	—	—
45Mn2	0.42 ~ 0.49	0.20 ~ 0.40	1.40 ~ 1.80	≤0.040	≤0.040	≤0.35	≤0.35	—	—
50Mn2	0.47 ~ 0.55	0.20 ~ 0.40	1.40 ~ 1.80	≤0.040	≤0.040	≤0.35	≤0.35	—	—
35SiMn	0.32 ~ 0.40	1.10 ~ 1.40	1.10 ~ 1.40	≤0.040	≤0.040	≤0.35	≤0.35	—	—
42SiMn	0.39 ~ 0.45	1.10 ~ 1.40	1.10 ~ 1.40	≤0.040	≤0.040	≤0.35	≤0.35	—	—
42Mn2V	0.38 ~ 0.45	0.20 ~ 0.40	1.60 ~ 1.90	≤0.040	≤0.040	≤0.35	≤0.35	—	V0.07 ~ 0.12
45Mn2V	0.42 ~ 0.49	0.20 ~ 0.40	1.60 ~ 1.90	≤0.040	≤0.040	≤0.35	≤0.35	—	V0.10 ~ 0.20
30Mn2MoW	0.27 ~ 0.34	0.20 ~ 0.40	1.70 ~ 2.00	≤0.040	≤0.040	≤0.35	≤0.35	0.40 ~ 0.50	W0.60 ~ 1.00
30SiMn2MoV	0.27 ~ 0.33	0.40 ~ 0.70	1.60 ~ 1.90	≤0.040	≤0.040	≤0.35	≤0.35	0.40 ~ 0.50	V0.15 ~ 0.25
37SiMn2MoV	0.33 ~ 0.39	0.60 ~ 0.90	1.60 ~ 1.90	≤0.040	≤0.040	≤0.35	≤0.35	0.40 ~ 0.50	V0.05 ~ 0.12
37SiMn2MoWV	0.34 ~ 0.40	0.60 ~ 0.90	1.60 ~ 1.90	≤0.040	≤0.040	≤0.35	≤0.35	0.40 ~ 0.50	W0.60 ~ 1.00
40B	0.37 ~ 0.44	0.20 ~ 0.40	0.60 ~ 0.90	≤0.040	≤0.040	≤0.35	≤0.35	—	B0.001 ~ 0.004
45B	0.42 ~ 0.49	0.20 ~ 0.40	0.60 ~ 0.90	≤0.040	≤0.040	≤0.35	≤0.35	—	B0.001 ~ 0.004
40MnB	0.37 ~ 0.44	0.20 ~ 0.40	1.10 ~ 1.40	≤0.040	≤0.040	≤0.35	≤0.35	—	B0.001 ~ 0.003 5
45MnB	0.42 ~ 0.49	0.20 ~ 0.40	1.10 ~ 1.40	≤0.040	≤0.040	≤0.35	≤0.35	—	B0.001 ~ 0.003 5
45Mn2B	0.42 ~ 0.49	0.20 ~ 0.40	1.40 ~ 1.80	≤0.040	≤0.040	≤0.35	≤0.35	—	B0.001 ~ 0.003 5
40MnVB	0.37 ~ 0.44	0.20 ~ 0.40	1.10 ~ 1.40	≤0.040	≤0.040	≤0.35	≤0.35	—	B0.001 ~ 0.004
40MnWB	0.37 ~ 0.44	0.20 ~ 0.40	1.10 ~ 1.40	≤0.040	≤0.040	≤0.35	≤0.35	—	W0.40 ~ 0.80 B0.001 ~ 0.004
38CrSi	0.35 ~ 0.43	1.00 ~ 1.30	0.30 ~ 0.60	≤0.040	≤0.040	1.30 ~ 1.60	≤0.35	—	—
40CrMn	0.37 ~ 0.45	0.20 ~ 0.40	0.90 ~ 1.20	≤0.040	≤0.040	0.90 ~ 1.20	≤0.35	—	—

续表 5.1-35

牌　号	化学成分（质量分数）/%								
	C	Si	Mn	S	P	Cr	Ni	Mo	其他
30CrMnSi	0.27～0.34	0.90～1.20	0.80～1.10	≤0.040	≤0.040	1.10～1.40	≤0.35	—	—
40CrV	0.37～0.44	0.20～0.40	0.50～0.80	≤0.040	≤0.040	0.80～1.10	≤0.35	—	V 0.10～0.20
45CrV	0.42～0.49	0.20～0.40	0.50～0.80	≤0.040	≤0.040	0.80～1.10	≤0.35	—	V 0.10～0.20
50CrV	0.47～0.54	0.20～0.40	0.50～0.80	≤0.040	≤0.040	0.80～1.10	≤0.35	—	V 0.10～0.20
30CrMo	0.26～0.34	0.20～0.40	0.40～0.70	≤0.040	≤0.040	0.80～1.10	≤0.35	0.15～0.25	—
35CrMo	0.32～0.40	0.20～0.40	0.40～0.70	≤0.040	≤0.040	0.80～1.10	≤0.35	0.15～0.25	—
42CrMo	0.38～0.45	0.20～0.40	0.50～0.80	≤0.040	≤0.040	0.90～1.20	≤0.35	0.15～0.25	—
40CrMnMo	0.37～0.45	0.20～0.40	0.90～1.20	≤0.040	≤0.040	0.90～1.20	≤0.35	0.20～0.30	—
35CrMoV	0.30～0.38	0.20～0.40	0.40～0.70	≤0.040	≤0.040	1.00～1.30	≤0.35	0.20～0.30	V 0.10～0.20
35Cr	0.32～0.39	0.20～0.40	0.50～0.80	≤0.040	≤0.040	0.80～1.10	≤0.35	—	—
40Cr	0.37～0.45	0.20～0.40	0.50～0.80	≤0.040	≤0.040	0.80～1.10	≤0.35	—	—
45Cr	0.42～0.49	0.20～0.40	0.50～0.80	≤0.040	≤0.040	0.80～1.10	≤0.35	—	—
40CrNi	0.37～0.44	0.20～0.40	0.50～0.80	≤0.040	≤0.040	0.45～0.75	1.00～1.40	—	—
45CrNi	0.42～0.49	0.20～0.40	0.50～0.80	≤0.040	≤0.040	0.45～0.75	1.00～1.40	—	—
30CrNi3	0.27～0.34	0.20～0.40	0.30～0.60	≤0.040	≤0.040	0.60～0.90	2.75～3.25	—	—
40CrNiMo	0.37～0.44	0.20～0.40	0.50～0.80	≤0.040	≤0.040	0.60～0.90	1.25～1.75	0.15～0.25	—
45CrNiMoV	0.42～0.49	0.20～0.40	0.50～0.80	≤0.040	≤0.040	0.80～1.10	1.30～1.80	0.20～0.30	V 0.10～0.20
30CrNi2MoV	0.27～0.34	0.20～0.40	0.30～0.60	≤0.040	≤0.040	0.60～0.90	2.00～2.50	0.20～0.30	V 0.15～0.30
30CrMnSiNi2	0.26～0.33	0.90～1.20	1.00～1.30	≤0.040	≤0.040	0.90～1.20	1.40～1.80	—	—
40CrNi2Mo（4340）	0.38～0.43	0.20～0.35	0.60～0.90			0.70～0.90	1.65～2.00	0.20～0.30	

表 5.1-36　合金调质钢的热处理规范及力学性能

钢　号	淬　火			回　火		
	温度/℃	冷却介质	硬度 HRC	温度/℃	冷却介质	硬度 HRC
35Mn	825～850	水	49～53	400～650	—	—
40Mn	840～860	水或油	52～58	600	—	235HBS
35Mn2	830～850	油	52～57	500～550	—	25～32
40Mn2	835～850	水或油	54～59	550～600	—	30～230HBS
45Mn2	810～840	水或油	57～63	500～550	—	30～35
50Mn2	790～820	油	60～64	500～600	—	28～35
35SiMn	860～890	水或油	52～57	500～540	—	28～32
42SiMn	850～880	水或油	55～59	590	水	—
42Mn2V	850～870	油或水	54～58	530～670	—	330～230HBS
45Mn2V	860	油	—	600	水	—
30Mn2MoW	860～900	油或水	≥46	550～620 200～300 450～500	油或水 油或空气 油或空气	32～40 — —
30SiMn2MoV	870～890	油	—	650～690	油或空气	280～340HBS
37SiMn2MoV	850～870	油	—	600～610	空气	—
37SiMn2MoWV	860～900	油	≥57	650～680	空气	320～340HBS
40B	840～860	水或油	54～58	450～650	水或油	—

续表 5.1-36

钢 号	淬 火			回 火		
	温度/℃	冷却介质	硬度 HRC	温度/℃	冷却介质	硬度 HRC
45B	830～850	水或油	54～60	500～600	水或油	30～36
40MnB	820～860	油	—	450～500	水或油	30～40
45MnB	830～860	油	57～61	500～550	—	28～33
45Mn2B	850～870	油或水	—	420～550	—	—
40MnVB	840～870	水或油	54～59	500～560	油或空气	28～32
40MnWB	850～880	油或水	—	400～650	油或水	240HBS
38CrSi	880～920	油或水	—	250～680	空气、油或水	—
40CrMn	860～880	油	55～58	550～600	—	272～302HBS
30CrMnSi	860～880	油	—	260～550	油或水	—
40CrV	850～880	油或水	54～58	450～500	—	35～42
45CrV	860	油	—	600	油或水	—
50CrV	860	油	—	500	油或水	—
30CrMo	860～890	油或水	50～55	540～570	—	32～38
35CrMo	820～850	水或油	52～56	520～560	—	30～35
42CrMo	840～880	油	55～59	220～650	—	28～58
40CrMnMo	840～860	油	54～59	630～650	油或水	30～35
35CrMoV	900	油	—	630	油或水	—
35Cr	850～870	油或水	51～56	520～550	—	28～33
40Cr	830～860	油	—	400～600	油或水	—
45Cr	830～850	油	56～61	560～580	—	28～33
40CrNi	840～860	油	54～59	500～590	—	30～35
45CrNi	810～830	油	56～61	560～600	—	25～30
30CrNi3	820～840	油	50～54	550～650	水或油	23～28
40CrNiMo	840～860	油	55～59	640～760	空气	28～32
45CrNiMoV	870～900	油	—	250～430 390～470 500～650	油或空气	— 388～495HB —
30CrNi2MoV	850～880 850～880 850～880	油 180～200 300～320	— — —	200～280 240～260 240～260	空气或油 空气 空气	≥46 ≥47 ≥45
30CrMnSiNi2	880～900	油	≥50	240～330	空气或油	≥45
40CrNi2Mo (4340)①	900	油	—	230	空气	531HV

① 20世纪末叶发现，为了提高断裂韧度，可适当提高淬火加热温度，得到板条马氏体，例如4340钢。

4.4.1 高、中频淬火

(1) 工艺特点

感应加热表面淬火有下列特点。

1) 表层淬硬，心部仍保持较高的塑性和韧性，零件不容易发生脆性破坏。

2) 表层局部加热，零件淬火后畸变较小。

3) 表面层形成残余压应力，提高零件疲劳强度。

4) 加热速度快，生产率高，可以完全避免或减轻工件表面的氧化和脱碳，减少热处理后的清理，提高零件质量。

缺点是设备较复杂，每种零件需设计和制造专用的感应圈和夹具。

在许多情况下，表面淬火可代替渗碳淬火工艺。大批量流水线生产的轴类零件和其他形状简单的零件大多数采用表面淬火工艺。

(2) 感应加热表面淬火用钢的特点

表面淬火一般为中碳优质碳素钢和合金结构钢，碳含量多在0.40%～0.50%范围内，经表面淬火后可以使表面获得足够的硬度和耐磨性。提高碳含量可增加零件的表面硬度和耐磨性，但却增加淬硬层的脆性，降低心部韧度并增加淬火开裂倾向。

为防止形状复杂的零件表面淬火时产生裂纹，有时采用碳含量公差范围较小的精选钢。

4.4.2 渗氮

渗氮就是向钢件表面渗入氮的工艺。渗氮的目的在于提

高钢件表面的硬度和耐磨性，提高疲劳强度和抗蚀性。

(1) 渗氮工艺

目前广泛使用的是气体渗氮和离子渗氮。氨通入炉中被加热分解出活性氮原子（$2NH_3 \longrightarrow 3H_2 + 2[N]$），氮原子（离子）被钢吸收并溶入表面，在保温过程中向内扩散，形成渗氮层。

渗氮的特点是：

1) 渗氮温度低，一般为 500～550℃（离子渗氮可在450℃进行）。氨在 200℃即开始分解，零件在渗氮前要进行调质处理，渗氮温度不能高于调质处理的回火温度。

2) 渗氮时间长，一般为 20～50 h，渗层厚度为 0.3～0.5 mm。时间长是渗氮的主要缺点。为了缩短时间，采用二段氮化法，其工艺过程如图 5.1-11 所示。

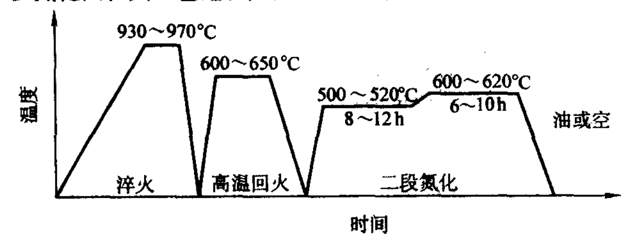


图 5.1-11　38CrMoAl 钢渗氮工艺曲线

(2) 渗氮钢

渗氮钢一般含有铝、铬、钛、钒、钨等。这些元素和氮有较高的亲和力并能形成稳定性高、弥散分布的氮化物。渗氮形成的表面压应力和少量氮化物的存在，使零件疲劳强度和耐磨性显著提高。

铝能形成的 AlN，是使渗氮层获得高硬度的主要因素。铝含量一般在 0.7%～1.1%，含量过多使渗氮层脆性增加。

铬提高渗氮钢的淬透性和强度，同时也能提高渗氮层硬度。铬和铝含量合理配合才能保证渗氮钢具有优良的力学性能和渗氮性能。

钼能消除钢的回火脆性。

钛或钒是无铝渗氮钢的主要合金元素。在用钛合金化的渗氮钢中，钛碳比以 6.5～9.5 为宜。

渗氮钢含合金元素较多，成分复杂，特别是含铝时，使钢的冶炼工艺和热加工工艺性能降低，夹杂物多，容易形成发纹和明显的层状组织。

渗氮钢按其合金元素成分可以分为含铝和不含铝两大类。根据工艺特点，可以分为渗氮钢、易切削渗氮钢、快速渗氮钢、沉淀硬化型渗氮钢等，渗氮钢的代表钢号及其化学成分见表 5.1-37。常用钢材离子渗氮后能达到的渗层深度和硬度见表 5.1-38。

表 5.1-37　渗氮钢的代表钢号及其化学成分

类别及代表钢号	化学成分（质量分数）/%							
	C	Si	Mn	Cr	Ni	Mo	Al	其它
常用渗氮钢 38CrMoAlA	0.35～0.42	0.20～0.40	0.30～0.60	1.35～1.65	—	0.15～0.25	0.70～1.10	—
易切削渗氮钢 35CrMoAlSe	0.35	0.30	0.80	1.25	—	0.20	1.0	Se 0.20
快速渗氮钢 35MnMoAlV 25MnCrMoAlNi4Ti3	0.34～0.41 0.20～0.30	 0.20～0.50	1.60～1.80 0.50～1.00	— 1.00～1.40	— 3.20～3.80	0.15～0.25 0.20～0.30	0.95～1.35 0.20～0.30	V 0.45～1.62 Ti 2.5～3.0
沉淀硬化型渗氮钢 24Ni4MoAl	0.20～0.27	0.20～0.40	0.40～0.70	0.20～0.40	3.25～3.75	0.20～0.30	0.85～1.20	—

表 5.1-38　常用钢材离子渗氮后的渗氮层深度和硬度

钢　类	钢　号	离子氮化工艺		渗氮层深度/mm	表面硬度	
		温度/℃	时间/h		HR15－N	HV
结构钢	38CrMoAlA	500～560	8～12	0.40～0.45		950～1 100
	20Cr	520～540	8	≥0.30		550～700
	40Cr	500～520	8～10	≥0.30		500～650
	40CrNiMoA	480	10	0.25～0.45	82～86	
	30CrMnSiA	430	3	0.15	84～86	
	12CrNi3A	490	6～7	0.15～0.25	≥87	
	18CrNiWA	450	5～6	0.20～0.25	91～93	
	30Cr3WA	480	15	0.25	82～84	
	30CrMo	480	12	0.30～0.35		
	20CrMnTi	500～520	18	0.30～0.40		650～800
	50CrVA					500～650
	45					300～450
工具钢	Cr12	540	8			900～960
	Cr12Mo					900～1 100
	3Cr2W8	520～540	2			850～1 000
	CrWMn					900～1 100
高速钢	W18Cr4V	520～540	10～20 分	0.02～0.03		950～1 100
	W6Mo5Cr4V2					1 100～1 400

续表 5.1-38

钢类	钢号	离子氮化工艺		渗氮层深度/mm	表面硬度	
		温度/℃	时间/h		HR15－N	HV
不锈、耐热钢	4Cr14Ni4W2Mo	630	8	0.085	84～88	
	25Cr18Ni8W2A	620	10	0.10	90	
	25CrMoVA	520	8	0.30	92～94	
	Cr18Ni12Mo2Ti	670	20	0.20	93～94	
	1Cr18Ni9Ti	570	12	0.15	92～95	
	2Cr13	570	12	0.15～0.20	92～93	
	3Cr13	570	12	0.15～0.20	92～93	

4.5 调质钢热处理技术的进展

4.5.1 亚温淬火

调质钢传统的热处理工艺是调质，即完全淬火加高温回火。淬火所得组织为马氏体，高温回火后为回火索氏体。此种显微组织提供了强度和韧度的良好配合。对亚共析结构钢采用完全淬火的理由是避免出现未溶铁素体。但随着强韧化工艺的发展，发现对亚共析钢采用不完全淬火有助于在不降低材料强度的同时提高其韧度，即所谓亚温淬火，亦即亚共析钢的不完全淬火，或称临界区淬火、两相区加热淬火。亚温淬火是指将具有平衡态或非平衡原始组织的亚共析钢加热至铁素体和奥氏体两相区保温一定时间后进行淬火、等温淬火的热处理，是一种新型的利用复相强韧化和组织细化的强韧化热处理工艺。

采用亚温淬火可以大幅度提高钢的室温和低温韧度，降低冷脆转变温度，抑制可逆回火脆性，改善冷脆行为，防止变形开裂，解决油淬淬不透、水淬又开裂的大件淬火困难问题。

至今为止，对于亚温淬火的作用机理尚未完全清楚。已经提出的有以下几种看法，其中有的可以用于解释冲击韧度的提高，有的则用以阐明回火脆性的抑制。

1）晶粒细化　由于亚温淬火加热温度低，且存在未溶铁素体阻止晶粒长大，故淬火前的实际奥氏体晶粒较细，由于晶粒细化提高的强度可以弥补由于保留少量铁素体而引起的强度下降，同时又对韧度有所补偿。

2）未溶铁素体阻碍裂纹扩展　亚温淬火的主要特点是保留一部分铁素体，硬度低、塑性高的铁素体的存在能防止应力集中和阻碍裂纹扩展，从而提高钢的冲击韧度。

3）残留奥氏体的作用　亚温淬火时，由于有未溶铁素体存在，使奥氏体中的碳以及扩大 γ 区的合金元素含量提高，因此，淬火后残留奥氏体量较多，而且比较稳定。这种分散的残留奥氏体可以阻止裂纹扩展，亦可产生相变诱发塑性而使韧度提高。

4）有害杂质的分布　引起可逆回火脆性的主要原因是P、S等有害杂质元素在奥氏体晶界上的偏聚。研究发现，亚温淬火后，奥氏体晶界上的P、S等杂质元素明显减少，原因可能有以下三种：

① 由于铁素体存在，缩小 γ 区的元素均集中于 α 相中。P、S等均为缩小 γ 区的元素，故均集中于铁素体中，铁素体起了净化作用。

② 由于晶粒细化，晶界增多，故使单位界面上的P、S等含量减少。

③ 两相界面的存在提供了P的扩散通道，使P的扩散速度加快，从而消除了P的偏析，使P均匀分布。

结构钢经过最佳亚温处理与常规调质后性能的对比见表5.1-39。

4.5.2 锻造余热淬火

锻造余热淬火指的是在热锻成形后立即淬入淬火介质中以获得淬火组织的一种将锻造或淬火结合在一起的工艺方法。采用锻热淬火可以省去原调质工艺中的锻后正火以及调质淬火两道加热工序，能显著节约能量，缩短生产周期。此外，采用锻热淬火还可以进一步改善材料性能。表 5.1-40 给出了目前已采用的锻热淬火工艺生产的零件以及所获得的性能。由表中数据可见，经锻热淬火并高温回火的钢材强度与硬度一般均高于普通调质，但塑性与韧度稍低。

表 5.1-39　结构钢经过最佳亚温处理与常规调质后性能的对比

钢号	临界点/℃		热处理规范	HRC	a_K /J·cm^{-2}	韧脆转变温度/℃
	Ac_1	Ac_3				
22CrMnSiMo	—	800～860	860℃＋575℃×2 h 回火	27.5	63.7	—
			860℃＋575℃×2 h 回火＋785℃淬火＋575℃×2 h 回火	24.4	97.8	
35CrMo	755	800	860℃＋575℃×2 h 回火	36.4	125.0	～60
			800℃＋575℃×2 h 回火＋785℃淬火＋550℃×2 h 回火	37.3	153.8	
40Cr	743	782	860℃＋630℃×2 h 回火	30.7	160.2	<20
			860℃＋600℃×2 h 回火＋770℃淬火＋600℃×2 h 回火	29.8	150.2	
42CrMo	730	780	860℃＋600℃×2 h 回火	36.0	122.5	—
			860℃＋600℃×2 h 回火＋765℃淬火＋600℃×2 h 回火	38.7	—	
45	724	780	830℃＋600℃×2 h 回火	17.0	149.8	—
			830℃＋600℃×2 h 回火＋700℃淬火＋600℃×2 h 回火	20.2	155.7	

表 5.1-40 几种零件锻热淬火与普通淬火性能对比

零件名称	工艺规程	力学性能					
		σ_b/MPa	σ_s/MPa	δ_5/%	ψ/%	a_K /J·cm^{-2}	硬度
农机耙片 ϕ445×4（65Mn）	锻热淬火 920℃压形，冷待至 780℃淬入聚乙烯醇溶液→440℃回火					121.3	49HRC
	普通淬火 920℃压形空冷→820℃油淬→440℃回火					119.6	49HRC
4115 连杆（45）	锻热淬火 1 200℃锻造成形，35 s 内淬油→600℃回火	820			46	102	260HBS
	普通淬火 1 200℃锻造成形，空冷→840℃淬水→600℃回火	770			63	123	221HBS
拖拉机底盘（45）	锻热淬火 1 100℃锻造成形，停留 30 s 淬水→560℃回火	880		16	47	56	
	普通淬火 1 100℃锻造成形，空冷→840℃淬水→560℃回火	790		17	43	58	
拖拉机转向臂（45）	锻热淬火 1 200℃锻造成形，停留 30 s 淬油→580℃回火					100	25.5HRC
	普通淬火 1 200℃锻造成形，空冷→880℃淬水→580℃回火					105	
拖拉机立支柱螺管（45）	锻热淬火 1 250℃锻造成形，停留 30 s 淬水→580℃回火	785	690	22.5	41		22HRC
	普通淬火 1 250℃锻造成形，空冷→880℃淬水→580℃回火	840	660	15	32		25HRC
拖拉机主动升降臂（45）	锻热淬火 1 200℃锻造成形，停留 30 s 淬油→580℃回火	925	778	10	42	70	23HRC
	普通淬火 1 250℃锻造成形，空冷→880℃淬水→580℃回火	830	635	30	57	120	21HRC
拖拉机转向节半轴（45）	锻热淬火 1 200℃锻造成形，停留 32 s 淬水→580℃回火	770	680	23	62	92	
	普通淬火 1 200℃锻造成形，空冷→880℃淬水→580℃回火					110	
拖拉机转向臂轴（45）	锻热淬火 1 200℃锻造成形，停留 30 s 淬水→580℃回火	860	705	15	20.5		18HRC
	普通淬火 1 200℃锻造成形，空冷→880℃淬水→580℃回火	755	720	24	59		14HRC
S195 连杆（45）	锻热淬火 1 150℃锻造成形，淬油→610℃回火 90 min	1 000		13.6	48.8	67	302HBS
	普通淬火 1 150℃锻造成形，空冷→840℃正火→840℃淬水→580℃回火	841		19.6	64	113	294HBS
S195 连杆（45）	锻热淬火 1 200℃辊锻成形淬入 $CaCl_2$ 水溶液，→550℃回火 90 min	942	829	13.6	61	125	27.8HRC
	普通淬火 1 200℃辊锻空冷→840℃淬盐水→550℃回火 60 min	867	708	21.6	58.1	123	24.4HRC
K701 拖拉机连杆（45）	锻热淬火 1 200℃锻造成形冷待至 870℃淬水→600℃回火 90 min	1 000		13.1	44.3	130	290HBS
	普通淬火 1 200℃锻造成形，空冷→870℃淬油→600℃回火 90 min	745		17.2	61	84	280HBS
K701 拖拉机吊钩（45Cr）	锻热淬火 1 200℃锻造成形冷待至 850℃淬水→580℃回火 90 min	1 130		10.7	37.1	88	327HBS
	普通淬火 1 200℃锻造成形，空冷→850℃淬油→600℃回火 90 min	1 002		9.6	45.2	57	235HBS
135 柴油机连杆（40Cr）	锻热淬火 1 180℃锻造成形，淬油→670℃回火	830		21	68	175	250HBS
	普通淬火 1 180℃锻造成形，空冷→900℃正火→850℃淬油→620℃回火	770		19	66	160	235HBS
高强螺母（20CrMn）	锻热淬火 1 200℃锻造成形，淬油→600℃回火 2 h	868	769	24.0	74.3		247HBS
	普通淬火 1 200℃锻造成形，空冷→880℃正火→880℃淬油→600℃回火	727	655	22.1	73.2		210HBS
履带链板（40Mn）	锻热淬火 1 200℃锻造成形，停留 30 s 淬油→600℃回火 2 h	870	780	20.0		89	268HBS
	普通淬火 1 200℃锻造成形，空冷→830℃淬水→600℃回火 2 h	800	620	21.8		85	246HBS
汽车第一轴突缘（45）	锻热淬火 1 200℃锻造成形，淬水→590℃回火 2 h	846				106	264HBS
	普通淬火 1 200℃锻造成形，空冷→840℃正火→850℃淬水→590℃回火	817				106	225HBS

注：力学性能试样均直接取自零件。

4.5.3 贝氏体等温淬火与贝氏体钢

研究表明，钢中加入适量的锰、硅和钼或硼等元素以及其他微量元素，配合不同的碳量，进行优化设计，可获得不同类型的贝氏体组织。合金元素的主要作用是使钢的恒温转变曲线的高温珠光体区显著右移，以推迟珠光体转变，而对贝氏体转变曲线位置影响不大。

奥氏体等温淬火是指将钢奥氏体化后到 M_s 以上的贝氏体区，并等温保持到贝氏体转变终结。随后通常不进行回火。等温淬火的目的是改善塑性和抗冲击性能，而保持高的强度。

准贝氏体钢是在贝氏体钢合金化的基础上添加适量硅而组成的。硅一方面强烈抑制碳化物析出，另一方面增加组织中残留奥氏体量及其稳定性。目前已开发多种类型的准贝氏体钢，其力学性能见表 5.1-41 和表 5.1-42。与一般的结构钢相比，在同等强度水平下，准贝氏体钢具有更高的塑性，冲击韧度的提高非常显著，良好的强度与塑性配合以及循环硬化特征，使准贝氏体钢具有低缺口敏感性和高疲劳强度，准贝氏体钢焊后空冷相变应力较小，抗裂纹能力很大，因而具有优异的焊接性能。其破断抗力较高，并且在磨损过程中残留奥氏体受形变诱发转变为高碳马氏体，因而表现出优良的耐磨性。奥氏体良好的塑性，可以缓解应力集中效应，协调塑性变形，使钢的成形加工性较一般贝氏体钢更为优越。

表 5.1-41 系列新型准贝氏体钢的常规力学性能

钢类	钢号	状态	σ_b/MPa	σ_s/MPa	δ_5/%	ψ/%	a_K /J·cm^{-2}	用途
工程构件高强度准贝氏体钢	BZ-10	热轧 热轧＋高温回火	692 585	— 490	10.5 28.0	— —	49 202	高强度板材、型材工程构件
机器零件用高强度准贝氏体钢	BZ-11 BZ-15	正火＋高温回火 正火＋低温回火	1 137 1 270	950 980	16.7 15.0	59.0 58.0	91 87	石油钻采设备、重型钎杆、高强链环、高强钢筋、重载渗碳齿轮等
机器零件用超高强度准贝氏体钢	BZ-25 BZ-30	正火＋低温回火 热轧＋低温回火	1 570 1 849	1 310 1 581	14.0 10.1	50.0 51.0	71 38	重载弹簧、耐磨板、锥齿、潜孔钻头等
准贝氏体铸钢	ZGBZ-20 ZGBZ-35	正火＋低温回火 正火＋低温回火	1 025 1 746	— —	12.0 6.9	30.0 23.0	38 16	需焊接的耐磨构件、衬板、斗齿

注：本表数据由西北工业大学康沫狂教授提供，若需详细资料，请向康教授及其课题组索取。

表 5.1-42 高强度准贝氏体钢与强度相当的一般钢号力学性能比较

钢 种	σ_b/MPa	$\sigma_{0.2}$/MPa	δ_5/%	ψ/%	A_{KV}/J
BZ-11（准贝氏体钢）	1 137	950	17	59	73
BZ-15（准贝氏体钢）	1 270	980	15	58	70
Fortweld70（贝氏体钢）	1 164	920	20	62	24
40CrNiMoA	≥980	≥835	≥12	≥55	≥41
18Cr2Ni4WA	≥1 175	≥835	≥10	≥45	≥41
23MnNiCrMo54	≥1 180	≥980	≥10	≥45	≥52

5 工具钢及其热处理工艺

5.1 概述

工具钢是用来制造切削工具（刃具）、模具和量具的钢。

对工具钢的基本性能要求是：具有高于工件的硬度和良好的耐磨性；并有一定的强度和韧性，刃具和模具在工作中承受各种应力和冲击，保证使用时不发生崩刃和断裂现象。另外，还应具有合适的工艺性能，包括切削加工性能、磨削加工性能、压力加工性能、淬透性和淬硬性等。

工具钢基本上是优质钢和高级优质钢，对冶金质量要求较高。一般多用电炉冶炼，纯净度要求更高时采用电炉加真空冶炼。为改善钢的塑性和减少热处理开裂倾向，对钢中硫、磷含量限制较严。为减少偏析，钢锭可进行高温扩散退火。为保证模具的质量和寿命，改善莱氏体钢中共晶碳化物分布的均匀性，通常加大热加工中的压缩比。另外，对工具钢的脱碳层深度、珠光体组织、网状碳化物都必须控制在有关标准规定的范围内。

在我国，工具钢分为碳素工具钢、合金工具钢和高速工具钢三类。另外按照用途又可以分为刃具用钢、量具用钢和模具用钢。

5.2 刃具用钢

刃具用钢主要用于制造车刀、铣刀、钻头等金属切削工具。

5.2.1 性能要求

刃具切削时受工件的压力，刃部与切屑之间发生强烈的摩擦；由于切削发热，刃部温度可达 500～600℃；此外，还承受一定的冲击和振动。因此对刃具钢提出如下基本性能要求：①高的切断抗力；②高的耐磨性；③高硬度；④高的弯曲强度和足够的韧性；⑤高的热稳定性。

5.2.2 碳素工具钢

（1）化学成分

碳素工具钢简称碳工钢，是一类碳含量在 0.65%～1.35%的优质高碳钢，碳素工具钢的优点是容易锻造及加工，而且价格便宜。其化学成分见表 5.1-43

表 5.1-43 碳素工具钢的化学成分（摘自 GB/T 1298—1986）

序号	钢号	化学成分（质量分数）/%				
		C	Mn	Si	S	P
					≤	
1	T7	0.65～0.74	≤0.40	≤0.35	0.030	0.035
2	T8	0.75～0.84	≤0.40	≤0.35	0.030	0.035
3	T8Mn	0.80～0.90	0.40～0.60	≤0.35	0.030	0.035
4	T9	0.85～0.94	≤0.40	≤0.35	0.030	0.035
5	T10	0.95～1.04	≤0.40	≤0.35	0.030	0.035
6	T11	1.05～1.14	≤0.40	≤0.35	0.030	0.035
7	T12	1.15～1.24	≤0.40	≤0.35	0.030	0.035
8	T13	1.25～1.35	≤0.40	≤0.35	0.030	0.035

（2）热处理

常用碳素工具钢的锻造及热处理工艺列于表 5.1-44～表 5.1-46。

表 5.1-44 常用工具钢的临界温度、锻造温度、热处理工艺参数

钢号	Ac_1/℃	Ac_3/℃	Ar_1/℃	M_s/℃	始锻温度 /℃	终锻温度 /℃	退火温度 /℃
T7	725	765	700	280	1 100～1 125	860	730～750
T8	730	750	700	220～230	1 070～1 100	850	740～760
T8Mn	750～780		710～675	180	1 050～1 100	850	740～760
T9	740	760	700	190	1 025	800	750～780
T10	730	800	700	210	1 075～1 100	850	760～780
T11	730	810	700		980～1 070	820	760～790

续表 5.1-44

钢号	Ac_1/℃	Ac_3/℃	Ar_1/℃	M_s/℃	始锻温度/℃	终锻温度/℃	退火温度/℃
T12	730	820	700	200	1 075 ~ 1 100	850	760 ~ 780
T13	730	830	700	190	1 000	800	680 ~ 710

钢号	退火硬度 HBS	预热温度/℃	淬火温度/℃	淬火介质	淬火硬度 HRC	回火温度/℃	回火硬度 HRC
T7	≤187	650	780 ~ 830	盐水，水	63 ~ 65	160 ~ 200	60 ~ 63
T8	≤187	600 ~ 650	730 ~ 750	水，盐水	63 ~ 65	150 ~ 220	63 ~ 57
T8Mn	≤207	—	760 ~ 820	水	63 ~ 65	150 ~ 200	59
T9	≤201	600 ~ 650	760 ~ 800	水，盐水	64 ~ 66	150 ~ 300	65 ~ 55
T10	≤197	565 ~ 600	760 ~ 780	盐水，油	64 ~ 66	150 ~ 250	63 ~ 58
T11	≤202	—	760 ~ 780	水，盐水	64 ~ 66	160 ~ 300	65 ~ 55
T12	≤207	—	760 ~ 780	水，油	64 ~ 66	160 ~ 250	63 ~ 58
T13	210	—	760 ~ 780	水	64 ~ 66	200 ~ 300	62 ~ 54

表 5.1-45　碳素工具钢退火和正火工艺规范

钢　号	正火加热温度/℃	退　火	
		加热温度/℃	硬度≤HBS
T7，T7A	800 ~ 820	730 ~ 750	187
T8，T8A	760 ~ 780	740 ~ 760	187
T9，T9A	790 ~ 830	750 ~ 780	201
T10，T10A	800 ~ 850	760 ~ 780	197
T11，T11A	840 ~ 860	760 ~ 790	202
T12，T12A	840 ~ 860	760 ~ 780	207
T13	—	680 ~ 710	210
T8MnA	—	740 ~ 760	207

5.3　低合金刃具钢

5.3.1　成分特点

这类钢的最高工作温度不超过 300℃，其成分的主要特点是：

1）高碳　保证刃具有高的硬度和耐磨性，碳含量为 0.9% ~ 1.1%。

表 5.1-46　碳素工具钢的球化退火规范

钢号	加热温度/℃	冷却规范	等温退火的温度/℃
T7	750 ~ 770	透烧后以 40 ~ 50℃/h 的速度冷至 500 ~ 550℃取出空冷	600 ~ 650
T8，T9	750 ~ 770		600 ~ 650
T10	750 ~ 770		620 ~ 660
T11，T12	750 ~ 770		640 ~ 650

2）加入 Cr、Mn、Si、W、V 等合金元素　Cr、Mn、Si 主要是提高钢的淬透性，Si 还能提高回火稳定性；W、V 能提高硬度和耐磨性，并防止加热时过热，保持晶粒细小。

常用低合金刃具钢的化学成分列于表 5.1-47。

5.3.2　热处理

低合金刃具钢的加工过程是：球化退火、机加工，然后淬火和低温回火。淬火温度应根据工件形状、尺寸及性能要求严格控制，一般都要预热。热处理后的组织为回火马氏体、剩留碳化物和少量残留奥氏体。常用低合金刃具钢的热处理见表 5.1-48。

表 5.1-47　低合金刃具钢的化学成分

钢　号	化学成分（质量分数）/%									
	C	Si	Mn	P ≤	S ≤	Cr	W	Mo	V	其他
9SiCr	0.85 ~ 0.95	1.20 ~ 1.60	0.30 ~ 0.60	0.030	0.030	0.95 ~ 1.25				
8MnSi	0.75 ~ 0.85	0.30 ~ 0.60	0.80 ~ 1.10	0.030	0.030					
CrMn	1.30 ~ 1.50	≤0.40	0.45 ~ 1.10	0.030	0.030	1.30 ~ 1.60				
CrW5	1.25 ~ 1.50	≤0.40	≤0.40	0.030	0.030	0.40 ~ 0.70	4.50 ~ 5.50			
Cr06	1.30 ~ 1.45	≤0.40	≤0.40	0.030	0.030	0.50 ~ 0.70				
Cr2	0.95 ~ 1.10	≤0.40	≤0.40	0.030	0.030	1.30 ~ 1.65				
9Cr2	0.80 ~ 0.95	≤0.40	≤0.40	0.030	0.030	1.30 ~ 1.70				
V	0.90 ~ 1.05	≤0.40	≤0.40	0.030	0.030				0.20 ~ 0.40	
W	1.05 ~ 1.25	≤0.40	≤0.40	0.030	0.030	0.10 ~ 0.30	0.80 ~ 1.20			

表 5.1-48 常用低合金刃具钢的临界温度、锻造温度和热处理工艺参数

钢号	Ac_1/℃	Ac_3/℃	Ar_1/℃	M_s/℃	始锻温度/℃	终锻温度/℃	退火温度/℃
9SiCr	770	870	730	160	1 100 ~ 1 140	800 ~ 870	780 ~ 800
8MnSi					1 050 ~ 1 100	≥800	740 ± 10
Cr06	730	950	700		980 ~ 1 070	810	780 ~ 800
Cr2	745	900	700	240	980 ~ 1 090	840	770 ~ 800
9Cr2	730	860	700	270	1 120 ~ 1 150	800 ~ 860	770 ~ 790
W	740	820	710		980 ~ 1 090	840	760 ~ 800

钢号	退火硬度HBS	预热温度/℃	淬火温度/℃	淬火介质	淬火硬度HRC	回火温度/℃	回火硬度HRC
9SiCr	197 ~ 241	600 ~ 650	760 ~ 790	油	62 ~ 64	150 ~ 250	58 ~ 62
8MnSi	≤229		800 ~ 820	油	> 60	100 ~ 300	60 ~ 63
Cr06	241 ~ 187	—	860 ~ 870	水	65 ~ 62	200 ~ 300	62 ~ 55
Cr2	179 ~ 207	—	780 ~ 800	油，水	64 ~ 66	150 ~ 320	64 ~ 56
9Cr2	179 ~ 229	—	790 ~ 840	油	62	160 ~ 250	62 ~ 58
W	183 ~ 207	—	820 ~ 850	水，盐水	63 ~ 66	150 ~ 250	60 ~ 64

5.4 高速钢

5.4.1 成分特点

高速钢是高合金刃具钢，具有很高的热硬性，在高速切削的刃部温度达600℃时，硬度无明显下降。其成分特点是：

1）高碳　碳含量在0.70%以上，最高可达1.5%左右，它一方面要保证能与W、Cr、V等形成足够数量的碳化物；另一方面还要有一定数量的碳溶于奥氏体中，以保证马氏体的高硬度。

2）加入铬提高淬透性　几乎所有高速钢的铬含量均约为4%。铬的碳化物（$Cr_{23}C_6$）在淬火加热时几乎全部溶于奥氏体，从而提高过冷奥氏体的稳定性和钢的淬透性。铬还提高钢的抗氧化、脱碳能力。

3）加入钨、钼保证高的热硬性　退火状态W或Mo主要以M_6C型的碳化物存在。淬火加热时，一部分（Fe，W)$_6$C等碳化物溶于奥氏体中，淬火后存在于马氏体中，在560℃左右回火时，碳化物以W_2C或Mo_2C形式弥散析出，造成二次硬化。这些碳化物在500 ~ 600℃温度范围内非常稳定，不易聚集长大，从而使钢产生良好的热硬性。淬火加热时，未溶的碳化物能起阻止奥氏体晶粒长大及提高耐磨性的作用。

4）加入钒提高耐磨性　V形成的碳化物VC（或V_4C_3）非常稳定，极难溶解，硬度极高（大大超过W_2C的硬度）且颗粒细小，分布均匀，因此对提高钢的硬度和耐磨性有很大作用。钒也产生二次硬化，但因总含量不高，对提高热硬性的作用不大。

常见高速钢的化学成分列于表5.1-49。

表 5.1-49 高速工具钢的化学成分（摘自 GB/T 9943—1988）

序号	类型	牌号	化学成分（质量分数）/% C	W	Mo	Cr	V	Co	Si	Mn	S ≤	P ≤	其他
1	通用型	W18Cr4V	0.70 ~ 0.80	17.5 ~ 19.0	≤0.30	3.80 ~ 4.40	1.00 ~ 1.40		0.20 ~ 0.40	0.10 ~ 0.40	0.030	0.030	
2	通用型	W9Mo3Cr4V	0.77 ~ 0.87	8.50 ~ 9.50	2.70 ~ 3.30	3.80 ~ 4.40	1.30 ~ 1.70		0.20 ~ 0.40	0.20 ~ 0.40	0.030	0.030	
3	通用型	W6Mo5Cr4V2	0.80 ~ 0.90	5.50 ~ 6.75	4.50 ~ 5.50	3.80 ~ 4.40	1.75 ~ 2.20		0.20 ~ 0.45	0.15 ~ 0.40	0.030	0.030	
4	通用型	CW6Mo5Cr4V2	0.95 ~ 1.05	5.50 ~ 6.75	4.50 ~ 5.50	3.80 ~ 4.40	1.75 ~ 2.20		0.20 ~ 0.45	0.15 ~ 0.40	0.030	0.030	
5	通用型	W2Mo9Cr4V2	0.97 ~ 1.05	1.40 ~ 2.10	8.20 ~ 9.20	3.50 ~ 4.00	1.75 ~ 2.25		0.20 ~ 0.55	0.15 ~ 0.40	0.030	0.030	
6	通用型	9W18Cr4V	0.90 ~ 1.00	17.5 ~ 19.0	≤0.30	3.80 ~ 4.40	1.00 ~ 1.40		≤0.40	≤0.40	0.030	0.030	
7	通用型	W14Cr4VMnRE	0.80 ~ 0.90	13.5 ~ 15.0	≤0.30	3.50 ~ 4.00	1.40 ~ 1.70		≤0.50	0.35 ~ 0.55	0.030	0.030	RE 加入少量 0.07
8	高碳高钒型	W12Cr4V4Mo	1.20 ~ 1.40	11.5 ~ 13.0	0.90 ~ 1.20	3.80 ~ 4.40	3.80 ~ 4.40		≤0.40	≤0.40	0.030	0.030	
9	高碳高钒型	W6Mo5Cr4V3	1.00 ~ 1.10	5.00 ~ 6.75	4.75 ~ 6.75	3.75 ~ 4.50	2.25 ~ 2.75		0.20 ~ 0.45	0.15 ~ 0.40	0.030	0.030	
10	高碳高钒型	CW6Mo5Cr4V3	1.15 ~ 1.25	5.00 ~ 6.75	4.75 ~ 6.75	3.75 ~ 4.50	2.75 ~ 3.25		0.20 ~ 0.45	0.15 ~ 0.40	0.030	0.030	
11	一般含钴型	W6Mo5Cr4V2Co5	0.80 ~ 0.90	5.50 ~ 6.50	4.50 ~ 5.50	3.75 ~ 4.50	1.75 ~ 2.25	4.50 ~ 5.50	0.20 ~ 0.45	0.15 ~ 0.40	0.030	0.030	
12	一般含钴型	W18Cr4VCo5	0.70 ~ 0.80	17.5 ~ 19.0	0.40 ~ 1.00	3.75 ~ 4.50	0.80 ~ 1.20	4.25 ~ 5.75	0.20 ~ 0.40	0.10 ~ 0.40	0.030	0.030	
13	一般含钴型	W18Cr4V2Co8	0.75 ~ 0.85	17.5 ~ 19.0	0.50 ~ 1.25	3.75 ~ 5.00	1.80 ~ 2.40	7.00 ~ 9.50	0.20 ~ 0.40	0.20 ~ 0.40	0.030	0.030	
14	高碳、高钒、含钴型	W12Cr4V5Co5	1.50 ~ 1.60	11.75 ~ 13	≤1.00	3.75 ~ 5.00	4.50 ~ 5.25	4.75 ~ 5.25	0.15 ~ 0.40	0.15 ~ 0.40	0.030	0.030	
15	高碳、高钒、含钴型	W6Mo3Cr4V5Co5	1.55 ~ 1.60	5.50 ~ 6.75	2.75 ~ 3.75	4.50 ~ 5.00	4.75 ~ 5.75	4.75 ~ 5.25	≤0.40	≤0.40	0.030	0.030	

续表 5.1-49

序号	类型	牌　号	化学成分（质量分数）/%										
			C	W	Mo	Cr	V	Co	Si	Mn	S	P	其他
											≤		
16	超硬型	W6Mo5Cr4V2Al	1.05～1.20	5.50～6.75	4.50～5.50	3.80～4.40	1.75～2.20		0.20～0.60	0.15～0.40	0.030	0.030	Al 0.80～1.20
17		W2Mo9Cr4VCo8	1.05～1.15	1.15～1.85	9.00～10.0	3.50～4.25	0.95～1.35	7.75～8.75	0.15～0.65	0.15～0.40	0.030	0.030	
18		W7Mo4Cr4V2Co5	1.05～1.15	6.25～7.00	3.25～4.25	3.75～4.50	1.75～2.25	4.75～5.75	0.15～0.50	0.20～0.60	0.030	0.030	
19		W10Mo4Cr4V3Al	1.30～1.45	9.00～10.5	3.50～4.50	3.80～4.50	2.70～3.20		≤0.50	≤0.50	0.030	0.030	Al 0.70～1.20
20		W6Mo5Cr4V5SiNbAl	1.55～1.65	5.50～6.50	5.00～6.00	3.80～4.40	4.20～5.20		1.00～1.40	≤0.40	0.030	0.030	Nb 0.2～0.5 Al 0.3～0.7
21		W12Mo3Cr4V3Co5Si	1.20～1.30	11.5～13.5	2.80～3.40	3.80～4.40	2.80～3.40	4.70～5.10	0.80～1.20	≤0.40	0.030	0.030	
22		W10Mo4Cr4V3Co10	1.20～1.30	9.00～11.0	3.00～4.00	3.80～4.50	3.20～3.70	9.50～10.5	≤0.40	≤0.50	0.030	0.030	
23		W12Mo3Cr4V3N	1.15～1.25	11.0～12.5	2.70～3.70	3.50～4.10	2.50～3.10		≤0.40	≤0.40	0.030	0.030	N 0.04～0.10
24		W18Cr4V5SiNbAl	1.48～1.58	17.5～18.5		3.80～4.40	3.00～3.80		1.00～1.40	≤0.40	0.030	0.030	Nb 0.1～0.2 Al 1.0～1.6
25		FW12Cr4V5Co5	1.45～1.60	12.0～13.5	≤1.00	3.50～4.50	4.25～5.25	4.50～5.50	≤0.030	≤0.040	0.030	0.030	
26		FW10Mo5Cr4V2Co12	1.10～1.20	9.50～11.0	4.70～5.20	3.25～4.50	1.00～2.00	11.5～12.5	≤0.030	≤0.040	0.030	0.030	

近年来，国内开发的超硬高硅高速钢已批量生产。

5.4.2　热处理

高速钢的加工、热处理较复杂，要点如下。

（1）锻造

高速钢属于莱氏体钢，铸态组织中含有大量呈鱼骨状分布的粗大共晶碳化物 M_6C，大大降低钢的力学性能，特别是韧度。这些碳化物不能用热处理来消除，只能依靠锻打击碎，并使其均匀分布。因此高速钢的锻造具有成形和改善碳化物的两重作用，是非常重要的加工过程。为了得到小块均匀的碳化物，高速钢需经反复多次镦拔。高速钢的塑性、导热性较差，锻后必须缓冷。

（2）热处理

高速钢锻造后进行球化退火，以便于机加工，并为淬火做好组织准备。球化退火后的组织为索氏体基体和均匀分布的细小粒状碳化物。

高速钢的导热性很差，淬火加热时，必须进行一次预热（800～850℃）或两次预热（500～600℃，800～850℃）。高速钢中含有大量 W、Mo、Cr、V 的难溶碳化物，它们只有在 1 200℃以上才能多量地溶于奥氏体中，以保证钢淬火、回火后获得高的热硬性，因此高速钢的淬火加热温度非常高，一般为 1 220～1 280℃。

高速钢通常在二次硬化峰值温度或稍高一些的温度（550～570℃）下回火三次。进行多次回火，是为了逐步减少残留奥氏体量。回火后的组织为回火马氏体、细颗粒剩余碳化物及少量残留奥氏体。

高速钢的等温淬火也广泛应用。等温淬火后的组织为下贝氏体、残留奥氏体和剩余碳化物。等温淬火可减轻工件畸变和提高韧度，适用于形状复杂的大型刃具和冲击韧度要求高的刃具。

常见高速钢的热处理工艺参数列于表 5.1-50～表 5.1-53。

表 5.1-50　高速工具钢热加工工艺参数

钢　号	项　　目		加热温度/℃	始锻（轧）温度/℃	终锻（轧）温度/℃
W18Cr4V	钢锭	锻	1 220～1 240	1 120～1 140	≥950
	钢坯	锻	1 180～1 220	1 120～1 140	≥950
		轧	1 150～1 180	1 080～1 150	≥950
W6Mo5Cr4V2	钢锭		1 180～1 190	1 080～1 100	≥950
	钢坯		1 140～1 150	1 040～1 080	≥900
W14Cr4VMnRE	钢锭		1 170～1 210	1 080～1 100	≥950
	钢坯		1 150～1 180	1 040～1 080	≥900
9W18Cr4V	钢锭	锻	1 180～1 200	1 100～1 120	≥950
	钢坯	锻	1 150～1 180	1 080～1 100	≥900
		轧	1 120～1 150	1 080～1 100	≥900
W12Cr4V4Mo	钢锭	锻	1 200～1 220	1 100～1 120	≥950
	钢坯	锻	1 180～1 200	1 080～1 120	≥950
		轧	1 120～1 150	1 080～1 120	≥950

续表 5.1-50

钢 号	项 目		加热温度/℃	始锻（轧）温度/℃	终锻（轧）温度/℃
W6Mo5Cr4V2Al	钢锭	锻	1 140 ~ 1 170	1 050 ~ 1 100	950 ~ 1 000
	钢坯	锻	1 120 ~ 1 140	1 030 ~ 1 060	≥900
		轧	1 100 ~ 1 140	1 050 ~ 1 100	≥900
W10Mo4Cr4V3Al	锻		1 150 ~ 1 180	1 040 ~ 1 060	≥950
	轧		1 140 ~ 1 170	1 040 ~ 1 060	≥950
W6Mo5Cr4V5SiNbAl			1 150 ~ 1 180		≥900
W12Mo3Cr4V3Co5Si	钢锭	锻	1 180 ~ 1 200	1 060 ~ 1 100	≥950
	钢坯	锻	1 140 ~ 1 180	1 040 ~ 1 080	≥900
		轧	1 120 ~ 1 150	1 040 ~ 1 080	≥900
W2Mo9Cr4V2			1 140 ~ 1 190	1 030 ~ 1 080	≥950
W6Mo5Cr4V3	钢锭		1 180 ~ 1 190	1 080 ~ 1 100	≥950
	钢坯		1 140 ~ 1 150	1 040 ~ 1 080	≥900
W6Mo5Cr4V2Co5			1 150 ~ 1 200	1 100 ~ 1 120	≥950
W6Mo3Cr4V5Co5			1 150 ~ 1 200	1 100 ~ 1 150	≥950
W12Cr4V5Co5			1 100 ~ 1 150		≥950
W2Mo9Cr4VCo8	钢锭	锻	1 160 ~ 1 200	1 060 ~ 1 100	≥950
	钢坯	锻	1 140 ~ 1 180	1 040 ~ 1 080	≥950
		轧	1 120 ~ 1 150	1 040 ~ 1 080	≥950
W10Mo4Cr4V3Co10			1 180 ~ 1 200		≥950
W12Mo3Cr4V3N	钢锭		1 180 ~ 1 200		≥950
	钢坯		1 160 ~ 1 180		≥950
W18Cr4V4SiNbAl	钢锭		1 170 ~ 1 190		≥900
	钢坯		1 160 ~ 1 180		≥900
FW12Cr4V5Co5			1 170		≥950
FW10Mo5Cr4V2Co12			1 150		≥980

注：1. 由于高速钢导热性差，钢锭（或钢坯）装炉温度不得高于 400℃，低温阶段需缓慢加热（≤300℃/h），到 850℃保温 1 h，然后便可随炉升温至锻造加热温度。
2. 锻造钢锭时需轻锤开坯，随着铸态组织逐渐破坏，可逐步加重锤力。为了破碎碳化物并尽量使其均匀分布，必须重锤成材。
3. 停锻温度对碳化物分布有很大影响，降低停锻温度能使碳化物粉碎程度提高，但停锻温度过低，会使塑性明显变坏，导致产生裂纹。
4. 增大锻造比是使碳化物均匀分布的重要措施。
5. 高速钢锻造时易产生角裂，应该设法去掉已产生的角裂，避免缺陷继续扩大。
6. 因高速钢空冷时就可以淬硬，锻造后缓慢冷却。

表 5.1-51 常用高速钢退火工艺规范

钢 号	加热温度/℃	硬度 HBS≤		钢 号	加热温度/℃	硬度 HBS≤	
		软化退火	等温退火			软化退火	等温退火
W18Cr4V	860 ~ 880	277	255	W2Mo9Cr4VCo8	860 ~ 880	285	269
W6Mo5Cr4V2	840 ~ 860	285	255	W10Mo4Cr4V3Co10	850 ~ 870	311	302
W14Cr4VMnRE	870 ~ 890	277	255	W12Mo3Cr4V3N	840 ~ 860	293	285
9W18Cr4V	850 ~ 870	285	262	W18Cr4VCo5	840 ~ 900	262	262
W12Cr4V4Mo	840 ~ 860	285	262	W18Cr4VCo10	850 ~ 910	285	285
W6Mo5Cr4V2Al	850 ~ 870	285	269	W18Cr4VSiNbAl	870 ~ 890	352	341
W10Mo4Cr4V3Al	840 ~ 860	285	269	FW12Cr4V5Co5	860	—	277
W6Mo5Cr4V5SiNbAl	850 ~ 870	285	269	FW10Mo5Cr4V2Co12	860	—	280 ~ 302
W12Mo3Cr4V3Co5Si	860 ~ 880	285	269	W9Cr4V2	840 ~ 860	228 ~ 255	228 ~ 255
W2Mo9Cr4V2	800 ~ 850	277	255	W6Mo4Cr4V5Co5	870 ~ 900	241 ~ 277	241 ~ 277
W6Mo5Cr4V3	850 ~ 870	277	255	W2Mo8Cr4V	820 ~ 870	207 ~ 235	207 ~ 235
W6Mo5Cr4V2Co5	840 ~ 860	285	269	W2Mo10Cr4VCo5	870 ~ 900	235 ~ 269	235 ~ 269
W6Mo3Cr4V5Co5	850 ~ 870	285	277	W2Mn10Cr4VCo8	870 ~ 900	207 ~ 255	207 ~ 255
W12Cr4V5Co5	850 ~ 870	285	277				

注：1. 所有退火均应缓慢加热。
2. 退火加热保温时间一般为 2 h。
3. 软化退火冷却方式为以 20 ~ 30℃/h 冷至 500 ~ 600℃后炉冷或出炉堆放冷却。
4. 等温退火冷却方式为冷至 740 ~ 760℃后保温 2 ~ 4 h，然后炉冷至 500 ~ 600℃出炉空冷。
5. FW12Cr4V5Co5 钢和 FW10Mo5Cr4V2Co12 钢等温退火冷却方式为炉冷至 750℃后保温 4 h，然后炉冷至 300 ~ 400℃出炉空冷。

表 5.1-52　常用高速钢淬火和回火工艺规范

钢　号	淬火			回　火	
	预热温度/℃	加热温度/℃	淬火介质	回火制度	硬度 HRC
W18Cr4V	850	1 260～1 300 1 200～1 240④	油	560℃，3 次，每次 1 h，空冷	≥62
W6Mo5Cr4V2	850	1 200～1 220①	油	560℃，3 次，每次 1 h，空冷	≥62
		1 230②			≥63
		1 240③			≥64
		1 150～1 200④			≥60
W14Cr4VMnRE	850	1 230～1 260	油	560℃，3 次，每次 1 h，空冷	≥63
9W18Cr4V	850	1 260～1 280	油	570～590℃，回火 4 次，每次 1 h，空冷	≥63
W12Cr4V4Mo	850	1 240～1 250① 1 260② 1 270～1 280③	油	550～570℃，回火 3 次，每次 1 h，空冷	≥62
W6Mo5Cr4V2Al	850	1 220～1 240	油	550～570℃，回火 4 次，每次 1 h，空冷	≥65
W10Mo4Cr4V3Al	860～880	1 230～1 250	油	540～560℃，回火 4 次，每次 1 h，空冷	≥66
W6Mo5Cr4V5SiNbAl	850	1 220～1 240	油	500～530℃，回火 3 次，每次 1 h，空冷 或 560℃，回火 3 次，每次 1 h，空冷	≥65
W12Mo3Cr4V3Co5Si	850	1 210～1 240	油	560℃，回火 4 次，每次 1 h，空冷	≥66
W2Mo9Cr4V2	800～850	1 180～1 210② 1 210～1 230③	油	550～580℃，回火 3 次，每次 1h，空冷	≥65
W6Mo5Cr4V3	850	1 200～1 230	油	550～570℃，回火 3 次，每次 1 h，空冷	≥64
W6Mo5Cr4V2Co5	800～850	1 210～1 230	油	550℃，回火 3 次，每次 1 h，空冷	≥64
W6Mo3Cr4V5Co5	800～850	1 210～1 230	油	540～560℃，回火 3 次，每次 1 h，空冷	≥64
W12Cr4V5Co5	800～850	1 220～1 245	油	530～550℃，回火 3 次，每次 1 h，空冷	≥65
W2Mo9Cr4VCo8	850	1 180～1 200② 1 200～1 220③	油	550～570℃，回火 4 次，每次 1 h，空冷	≥66
W10Mo4Cr4V3Co10	800～850	1 200～1 230② 1 230～1 250③	油	550～570℃，回火 3 次，每次 1 h，空冷	≥66
W12Mo3Cr4V3N	850	1 220～1 280 （通常采用） 1 260～1 280	油	550～570℃，回火 4 次，每次 1 h，空冷	≥65
W18Cr4VSiNbAl	850	1 230～1 250	油	530～560℃，回火 4 次，每次 1 h，空冷	≥65
FW12Cr4V5Co5	850	1 230～1 260	油	520～540℃，回火 3～4 次，每次 2 h，空冷	≥65
FW10Mo5Cr4V2Co12	850	1 170～1 190	油	500～530℃，回火 3～4 次，每次 2 h，空冷	≥66

注：1. 高速钢淬火加热温度范围较窄，为了确保淬火质量，需严格控制。
2. 在不采用盐浴加热的条件下，必须采用保护性介质或气氛加以保护，或真空加热以防氧化、脱碳。在这种情况下，淬火加热保温时间亦应酌情增加。
3. 简单刀具采用上述上限淬火温度，薄刃、复杂刀具采用下限淬火温度。
4. 对于小件工具，淬火加热保温时间不得少于 1.5 min。
5. 高速钢淬火后应及时回火（不得超过 24 h），防止开裂及奥氏体稳定化。
6. W6Mo5Cr4V2、W6Mo5Cr4V2Al、W6Mo5Cr4V5SiNbAl、W2Mo9Cr4V2、W6Mo5Cr4V3 以及其他钼系高速钢易氧化、脱碳，退火时应采用装箱退火或在保护气氛炉中退火。

① 薄刃刀具淬火温度。② 复杂刀具淬火温度。③ 简单刀具淬火温度。④ 冷作模具淬火温度。

表 5.1-53 几种高速钢的热硬性

钢 号	热处理制度	625℃加热 4 h 后的硬度 HRC
W14Cr4VMnRE	1 230℃油淬，560℃回火 3 次，每次 1 h	58.7
	1 240℃油淬，560℃回火 3 次，每次 1 h	59.8
	1 250℃油淬，560℃回火 3 次，每次 1 h	61.3
	1 260℃油淬，560℃回火 3 次，每次 1 h	61.3
9W18Cr4V	1 240℃油淬，560℃回火 4 次，	61.7
	1 260℃油淬，560℃回火 4 次，	62.6
W6Mo5Cr4V2Al	1 220℃油淬，560℃回火 4 次，每次 1 h	61.0
	1 240℃油淬，560℃回火 4 次，每次 1 h	64.0
W10Mo4Cr4V3Al	1 220℃油淬，560℃回火 4 次，每次 1 h	63.0
	1 240℃油淬，560℃回火 4 次，每次 1 h	64.2
W6Mo5Cr4-V5SiNbAl	1 220℃油淬，560℃回火 4 次，每次 1 h	57.8
	1 240℃油淬，560℃回火 4 次，每次 1 h	57.9
W12Mo3Cr4-V3Co5Si	1 220℃油淬，560℃回火 4 次，每次 1 h	58.7
	1 240℃油淬，560℃回火 4 次，每次 1 h	62.2
W18Cr4V-4SiNbAl	1 220℃油淬，560℃回火 4 次，每次 1 h	59.5
	1 240℃油淬，560℃回火 4 次，每次 1 h	60.0

5.5 模具用钢

5.5.1 性能特点

模具钢一般分为冷作模具钢和热作模具钢两大类。冷模具钢用于制造各种冷冲模、冷镦模、冷挤压模和拉丝模等，工作温度不超过 200～300℃。热模具钢用于制造各种热锻模、热压模、热挤压模等，工作时型腔表面温度可达 600℃以上。

冷作热模具钢的性能要求不同。

冷作模具工作时承受很大压力、弯曲力、冲击载荷和摩擦。主要损坏形式是磨损、断裂和变形等失效现象。因此冷模具钢应具有以下基本性能。

1）高硬度，一般为 58～62HRC；

2）高耐磨性；

3）足够的韧度与疲劳抗力；

4）热处理畸变轻微。

热模具钢工作中承受很大的冲压载荷、强烈的塑性摩擦、剧烈的冷热循环所引起的不均匀热应变和热应力，以及高温氧化，可能出现崩裂、塌陷、磨损、龟裂等失效现象。因此热模具钢的主要性能要求是：

1）高的热硬性和高温耐磨性；

2）高的抗氧化能力；

3）高的热强性和足够高的韧度，尤其是受冲击较大的热锻模钢；

4）高的热疲劳抗力，以防止龟裂破坏。

此外，由于热模具一般较大，还要求有高的淬透性和导热性。

5.5.2 成分特点

（1）冷作模具钢

1）高碳 碳含量多在 1.0%以上，有时达 2%，以保证获得高硬度和高耐磨性。

2）加入 Cr、Mo、W、V 等合金元素 形成难溶碳化物，尤其是加 Cr，典型的 Cr12 型钢，铬含量高达≈12%。铬与碳形成 M_7C_3 型碳化物，能极大地提高钢的耐磨性。铬还显著提高淬透性。

（2）热作模具钢

1）中碳 碳含量一般为 0.3%～0.6%，以保证高强度、高韧度、较高的硬度（35～52HRC）和较高的热疲劳抗力。

2）加入较多的提高淬透性的元素 Cr、Ni、Mn、Si 等 Cr 是提高淬透性的主要元素，同时和 Ni 一起提高钢的回火稳定性。Ni 在强化铁素体的同时还增加钢的韧性，并与 Cr、Mo 一起提高钢的淬透性和耐热疲劳性能。Si 可细化碳化物。

3）加入产生二次硬化的 Mo、W、V 等元素，Mo 还能防止第二类回火脆性，提高高温强度和回火稳定性。常用的各种模具钢的化学成分列于表 5.1-54。

表 5.1-54 合金模具钢的化学成分

钢组	钢 号	化学成分（质量分数）/%											备注
		C	Si	Mn	P	S	Cr	W	Mo	V	Al	其他	
					≤	≤							
冷作模具钢	Cr12	2.00～2.30	≤0.40	≤0.40	0.030	0.030	11.50～13.00						
	Cr12Mo1V1	1.40～1.60	≤0.60	≤0.60	0.030	0.030	11.00～13.00		0.70～1.20	≤1.10		Co≤1.00	
	Cr12MoV	1.45～1.70	≤0.40	≤0.40	0.030	0.030	11.00～12.50		0.40～0.60	0.15～0.30			
	Cr5Mo1V	0.95～1.05	≤0.50	≤1.00	0.030	0.030	4.75～5.50		0.90～1.40	0.15～0.50			
	9Mn2V	0.85～0.95	≤0.40	1.70～2.00	0.030	0.030				0.10～0.25			
	CrWMn	0.90～1.05	≤0.40	0.80～1.10	0.030	0.030	0.90～1.20	1.20～1.60					
	9CrWMn	0.85～0.95	≤0.40	0.90～1.20	0.030	0.030	0.50～0.80	0.50～0.80					
	Cr4W2MoV	1.12～1.25	0.40～0.70	≤0.40	0.030	0.030	3.50～4.00	1.90～2.60	0.80～1.20	0.80～1.10			
	6Cr4W3Mo2VNb	0.60～0.70	≤0.40	≤0.40	0.030	0.030	3.80～4.40	2.50～3.50	1.80～2.50	0.80～1.20		Nb0.20～0.35	
	6W6Mo5Cr4V	0.55～0.65	≤0.40	≤0.60	0.030	0.030	3.70～4.30	6.00～7.00	4.50～5.50	0.70～1.10			

续表 5.1-54

钢组	钢　号	化学成分（质量分数）/%											备注
		C	Si	Mn	P ≤	S ≤	Cr	W	Mo	V	Al	其他	
热作模具钢	5CrMnMo	0.50～0.60	0.25～0.60	1.20～1.60	0.030	0.030	0.60～0.90	0.15～0.30					
	5Cr4W5Mo2V	0.40～0.50	≤0.40	0.20～0.60	0.030	0.030	3.80～4.50	4.50～5.30	1.70～2.30	0.80～1.20			YB/Z10－76
	4Cr5MoV1Si	0.32～0.42	0.80～1.20	≤0.40	0.030	0.030	4.50～5.50		1.00～1.50	0.80～1.10			YB/Z10－76
	5CrNiMo	0.50～0.60	≤0.40	0.50～0.80	0.030	0.030	0.50～0.80		0.15～0.30			Ni1.40～1.80	
	3Cr2W8V	0.30～0.40	≤0.40	≤0.40	0.030	0.030	2.20～2.70	7.50～9.00		0.20～0.50			
	5Cr4Mo3SiMnVAl	0.47～0.57	0.80～1.10	0.80～1.10	0.030	0.030	3.80～4.30		2.80～3.40	0.80～1.20	0.30～0.70		
	3Cr3Mo3W2V	0.32～0.42	0.60～0.90	≤0.65	0.030	0.030	2.80～3.30	1.20～1.80	2.50～3.00	0.80～1.20			
	5Cr4W5Mo2V	0.40～0.50	≤0.40	≤0.40	0.030	0.030	3.40～4.40	4.50～5.30	1.50～2.10	0.70～1.10			
	8Cr3	0.75～0.85	≤0.40	≤0.40	0.030	0.030	3.20～3.80						
	4CrMnSiMoV	0.35～0.45	0.80～1.20	0.80～1.10	0.030	0.030	1.30～1.50		0.40～0.60	0.20～0.40			
	4Cr3Mo3SiV	0.35～0.45	0.80～1.20	0.25～0.70	0.030	0.030	3.00～3.75		2.00～3.00	0.25～0.75			
	4Cr5MoSiV	0.33～0.43	0.80～1.20	0.25～0.50	0.030	0.030	4.75～5.50		1.10～1.60	0.30～0.60			
	4Cr5MoSiV1	0.32～0.45	0.80～1.20	0.20～0.50	0.030	0.030	4.75～5.50		1.10～1.75	0.80～1.20			
	4Cr5W2VSi	0.32～0.42	0.80～1.20	≤0.40	0.030	0.030	4.50～5.50	1.60～2.40		0.60～1.00			
无磁模具钢	7Mn15Cr2Al3V2WMo	0.65～0.75	≤0.80	14.5～16.50	0.030	0.030	2.00～2.50	0.50～0.80	0.50～0.80	1.50～2.00	2.30～3.30		
塑料模具钢	3Cr2Mo	0.28～0.40	0.20～0.80	0.60～1.00	0.030	0.030	1.40～2.00		0.30～0.55				

5.5.3　热处理特点

冷作模具钢的热处理特点与低合金刃具钢类似（见 5.3.2）。高碳高铬冷作模具钢的热处理方案有如下两种。

1）一次硬化法，在较低温度（950～1 000℃）下淬火，然后低温（150～180℃）回火，硬度可达 61～64HRC，使钢具有较好的耐磨性和韧性，适用于重载模具。

2）二次硬化法，在较高的温度（1 100～1 150℃）下淬火，然后于 510～520℃多次（一般为 3 次）回火，产生二次硬化，使硬度达 60～62HRC，热硬性和耐磨性较高（但韧性较差），适用于在 400～450℃温度下工作的模具。Cr12 型钢热处理后组织为回火马氏体、碳化物和残留奥氏体。

热作模具钢中热锻模具钢的热处理与调质钢相似。淬火后高温（550℃左右）回火，以获得回火索氏体－回火托氏体组织。淬火后在略高于二次硬化峰值的温度（600℃左右）下回火，组织为回火马氏体和粒状碳化物，与高速钢类似，为了保证热硬性，回火要进行多次。各种模具钢的热加工参数列于表 5.1-55～表 5.1-59。

表 5.1-55　常用模具钢热加工工艺规范

钢　号	临界温度/℃				热加工温度/℃		
	Ac_1	Ac_3	Ar_1	M_s	加热	始锻温度	终锻温度
Cr12	810	835	755	180		1 080～1 100	880～920
Cr12Mo1V1					1 050～1 120		
Cr12MoV	830	855	750	230	1 050～1 160	1 000～1 060	850～900
Cr5Mo1V					1 060～1 100		

续表 5.1-55

钢 号	临界温度/℃				热加工温度/℃		
	Ac_1	Ac_3	Ar_1	M_s	加热温度	始锻温度	终锻温度
9Mn2V	730	760	655	125	1 080 ~ 1 120	1 050 ~ 1 100	800 ~ 850
CrWMn	750	940	710	260	1 100 ~ 1 150	1 050 ~ 1 100	800 ~ 850
9CrWMn	750	900	700	205	1 100 ~ 1 150	1 050 ~ 1 100	≥850
Cr4W2MoV	795	900	760	142	1 130 ~ 1 150	1 040 ~ 1 060	≥850
6Cr4W3Mo2VNb	810 ~ 830		720 ~ 740	220	1 120 ~ 1 150	1 080 ~ 1 120	850 ~ 900
6W6Mo5Cr4V	820		730	240	1 100 ~ 1 140	1 100 ~ 1 050	≥850
5CrMnMo	710	760	650	220	1 100 ~ 1 150	1 050 ~ 1 100	800 ~ 850
5Cr4W5Mo2V	836	893	744	250	1 120 ~ 1 170	1 080 ~ 1 130	≥850
4Cr5MoV1Si	860	915	775	340	1 120 ~ 1 150	1 050 ~ 1 100	≥850
5CrNiMo	730	780	610	230	1 100 ~ 1 150	1 050 ~ 1 100	800 ~ 850
3Cr2W8V	800	850	690	380	1 130 ~ 1 160	1 080 ~ 1 120	850 ~ 900
5Cr4Mo3SiMnVAl	837	902		277			
3Cr3Mo3W2V	850	930	735	400	1 170 ~ 1 200	1 070 ~ 1 100	≥900
8Cr3	785	830	750	370	1 150 ~ 1 180	1 050 ~ 1 100	≥800
4CrMnSiMoV	792	855	660	325	1 100 ~ 1 150	1 050 ~ 1 100	≥850
4Cr3Mo3SiV					1 040 ~ 1 120		
4Cr5MoSiV	853	912	720	310	1 120 ~ 1 150	1 070 ~ 1 100	≥850
4Cr5MoSiV1	860	915	775	340	1 120 ~ 1 150	1 050 ~ 1 100	≥850
4Cr5W2VSi	800	875	730	275	1 100 ~ 1 150	1 080 ~ 1 100	850 ~ 900
7Mn15Cr2Al3V2WMo					1 140 ~ 1 170	1 090 ~ 1 100	≥900
3Cr2Mo					1 000 ~ 1 120		

表 5.1-56 常用模具钢退火工艺规范

钢 号	普通退火		等温退火		
	加热温度/℃	硬度 HBS	加热温度/℃	等温温度/℃	硬度 HBS
Cr12	850 ~ 870	207 ~ 255	830 ~ 850	720 ~ 740	≤269
Cr12Mo1V1	870 ~ 900	217 ~ 255			
Cr12MoV	850 ~ 870	207 ~ 255	850 ~ 870	720 ~ 740	207 ~ 255
Cr5Mo1V	840 ~ 870	202 ~ 229	840 ~ 870	760	
9Mn2V	750 ~ 770	≤229	760 ~ 780	680 ~ 700	≤229
CrWMn	770 ~ 790	207 ~ 225	780 ~ 800	710 ~ 730	207 ~ 255
9CrWMn	760 ~ 790	190 ~ 230	780 ~ 800	670 ~ 720	197 ~ 241
Cr4W2MoV	850 ~ 870	≤269	850 ~ 870	750 ~ 770	≤269
6Cr4W3Mo2VNb			850 ~ 870	730 ~ 750	≤241
6W6Mo5Cr4V	850 ~ 860	197 ~ 229	850 ~ 860	740 ~ 750	197 ~ 229
5CrMnMo	760 ~ 780	197 ~ 241	850 ~ 870	680	197 ~ 241
5Cr4W5Mo2V			850 ~ 870	720 ~ 740	≤255
4Cr5MoSiV1	860 ~ 890	≤229			
5CrNiMo	740 ~ 760	197 ~ 241	760 ~ 780	680	197 ~ 241
3Cr2W8V	840 ~ 860	207 ~ 255	830 ~ 850	710 ~ 740	207 ~ 255
3Cr3Mo3W2V			870	730	≤253
8Cr3	790 ~ 810	205 ~ 255			

续表 5.1-56

钢　号	普通退火		等温退火		
	加热温度/℃	硬度 HBS	加热温度/℃	等温温度/℃	硬度 HBS
4CrMnSiMoV			870 ~ 890	280 ~ 320 640 ~ 660	≤241
4Cr3Mo3SiV	870 ~ 900	192 ~ 229			
4Cr5MoSiV	860 ~ 890	≤229			
4Cr5MoSiV1	860 ~ 890	≤229			
4Cr5W2VSi	860 ~ 880	≤229			
3Cr2Mo	760 ~ 790	150 ~ 180			
7Mn15Cr2Al3V2WMo	高温退火	固溶处理	时效处理	气体软氮化	
	870 ~ 890℃ 28 ~ 30HRC	1 150 ~ 1 180℃ 水冷 20 ~ 22HRC	650 ~ 700℃ 空冷 48 ~ 48.5HRC	560 ~ 570℃ 950 ~ 1 100HV 68 ~ 70HRC 渗氮层深度 0.03 ~ 0.04 mm	

注：7Mn15Cr2Al3 - V2WMo 是一种高 Mn - V 系奥氏体无磁模具钢，其特点是采用沉淀硬化原理，使 V 的碳化物在奥氏体基体上弥散析出而得到具有高强度、高硬度、低导磁率和高耐磨性等优点的无磁钢。由于高锰钢的冷作硬化现象，切削加工比较困难；采用高温退火工艺，可以改变碳化物的颗粒和分布状态，从而明显地改善钢的切削性能。采用气体碳氮共渗工艺，表面硬度可达 68 ~ 70HRC，从而显著提高零件的使用寿命。此外，由于此钢具有高的高温强度和硬度，也可以用来制作 700 ~ 800℃下使用的热作模具。

表 5.1-57　常用模具钢调质和高温回火工艺规范

钢号	调质		高温回火/℃
	淬火加热温度/℃	回火温度/℃	
Cr06	800 ~ 820	660 ~ 680	600 ~ 700
Cr2	745 ~ 755	550 ~ 600	600 ~ 700
Cr12	850 ~ 865	550 ~ 600	—
9SiCr	880 ~ 900	680 ~ 700	600 ~ 700
4CrW2Si	—	—	710 ~ 740
5CrW2Si	780 ~ 790	520 ~ 580	710 ~ 740
6CrW2Si	780 ~ 790	520 ~ 580	700 ~ 730
CrWMn	745 ~ 755	550 ~ 600	600 ~ 700
Cr12MoV	850 ~ 865	550 ~ 600	760 ~ 790

注：高温回火工艺均热后保温 2 ~ 4 h。

表 5.1-58　锻模翻新退火和去应力退火工艺规范

钢号	锻模翻新退火		去应力退火	
	加热温度/℃	硬度 HBS	加热温度/℃	硬度 HBS
5CrNiMo	710 ~ 730	197 ~ 241		
5CrMnMo	720 ~ 740	—		
4Cr5W2SiV	—	—	750 ~ 780	—
4Cr5MoSiV1	—	—	730 ~ 760	—
4Cr5MoSiV	—	—	730 ~ 760	—
5Cr4Mo2W2VSi	—	—	710 ~ 730	—

注：锻模翻新退火和去应力退火在均热后保温 2 ~ 6 h，炉冷至≤500℃后出炉空冷。

表 5.1-59　常用模具钢的淬火和回火规范

钢　号	淬　火				回　火	
	预热温度/℃	加热温度/℃	淬火介质	硬度 HRC	温度/℃	硬度 HRC
Cr12	800 ~ 850	950 ~ 980	油	60	180 ~ 200	60 ~ 62
Cr12Mo1V1	—	980 ~ 1 020	油或空气	≥62	200 ~ 530	—
Cr12MoV	840 ~ 860	980 ~ 1 050 1 100 ~ 1 130	油 油	63 ~ 65 42 ~ 50	200 ~ 400 520 ~ 540	56 ~ 60 60 ~ 61
Cr5Mo1V	—	920 ~ 980	油或空气	≥62	175 ~ 530	—
9Mn2V	650	780 ~ 820	油	≥62	150 ~ 200	60 ~ 62
CrWMn	—	820 ~ 840	油	64 ~ 66	150 ~ 200	60 ~ 62
9CrWMn	650	820 ~ 840	油	64 ~ 66	150 ~ 200	≥60
Cr4W2MoV	—	960 ~ 980	油或空气	≥62	280 ~ 300	50 ~ 62
6Cr4W3Mo2VNb	800 ~ 850	1 080 ~ 1 180	油或空气	60 ~ 63	540 ~ 560 （2 次）	58 ~ 62
6W6Mo5Cr4V	830 ~ 850	1 180 ~ 1 200	油或空气	58	500 ~ 580 （3 次）	58 ~ 63
5CrMnMo	—	830 ~ 870	油	58 ~ 62	490 ~ 640	30 ~ 47
5Cr4W5Mo2V	840 ~ 860	1 130 ~ 1 140	油	58 ~ 59	600 ~ 630 （2 次）	50 ~ 56

续表 5.1-59

钢号	淬火				回火	
	预热温度/℃	加热温度/℃	淬火介质	硬度 HRC	温度/℃	硬度 HRC
4Cr5MoSiV1	800~850	1 000~1 030	油或空气	53~55	530~560 (2次)	47~49
5CrNiMo	—	840~860	油	58~62	500~550 400~480	38~41 42~46
3Cr2W8V	800~850	1 050~1 150	油或空气	49~56	550~650	48~52
5Cr4Mo3SiMnVAl	—	1 090~1 120	油	≥60	580~620	50~54
3Cr3Mo3W2V	—	1 060~1 130	油	52~56	680	39~41
					640	52~54
5Cr4W5Mo2V	840~860	1 130~1 140	油	58~59	600~630 (2次)	50~56
8Cr3	—	850~880	油	≥55	480~520	41~46
4CrMnSiMoV	—	860~880	油	56~58	520~660	37~49
4Cr3Mo3SiV	800~850	1 000~1 030	油或空气	53~55	530~560 (2次)	47~49
4Cr5MoSiV	800~850	1 020~1 050	油或空气	55~58	560~580 (2次)	47~49
4Cr5W2VSi	800~850	1 030~1 080	油或空气	53~58	560~580 (2次)	47~49
7Mn15Cr2Al3-V2WMo	800~850	1 150~1 180	水	20~22	650~700	48
3Cr2Mo	—	810~870	油	—	150~260	—

6 特殊钢及其热处理工艺

6.1 不锈钢

6.1.1 概述

不锈钢是指在大气和一般介质中具有较高耐蚀性的钢种。但并非完全不发生腐蚀的，而是在不同介质中腐蚀行为不同。

腐蚀是由外部介质引起金属破坏的过程。按照腐蚀性质分为两类：一类是金属与介质发生化学反应而破坏的化学腐蚀，例如钢的高温氧化、脱碳，在石油、燃气中的腐蚀等。另一类是金属与介质发生电化学过程而破坏的电化学腐蚀，例如大气腐蚀、在各种电解质溶液中的腐蚀等。对于不锈钢，最重要的是电化学腐蚀。

为了提高金属耐腐蚀的能力，可以采用以下三种方法。

1）减少原电池形成的可能性，使金属具有均匀的单相组织，并尽可能提高金属的电极电位。

2）形成原电池时，尽可能减小两极相的电极电位差，并提高阳极相的电极电位。

3）减小甚至阻断腐蚀电流，即在表面形成致密的、稳定的保护膜，将介质与金属隔离。这是提高金属耐腐蚀性的非常有效的方法。

不锈钢在石油、化工、原子能、宇航、海洋开发、国防工业和一些尖端科学技术以及日常生活中都得到广泛应用，主要用来制造在腐蚀介质中工作应具有较高腐蚀抗力的零件或结构，例如化工装置中的管道、阀门和泵，热裂设备零件，医疗手术器械，防锈刃具和量具，等等。

对不锈钢的性能要求最主要的是耐蚀性。此外，制作工具的不锈钢，还要求高硬度、高耐磨性；制作重要结构零件时，要求有高强度。某些不锈钢则要求有较好的加工性能，等等。

不锈钢可分为马氏体不锈钢、铁素体不锈钢、奥氏体-铁素体不锈钢、奥氏体不锈钢和沉淀硬化型钢等。各类不锈钢的特点和用途列于表 5.1-60。

表 5.1-60 各类不锈钢的特点和用途

类别	主要特点	钢号	用途举例
马氏体型	碳含量高，淬透性好，一般经油淬或空冷后即可得到马氏体组织，有较高的硬度和耐磨性，有磁性；要求进行高温或低温回火，但应避免在 370~560℃之间回火，低温回火可消除淬火过程中形成的内应力，高温回火在保证有良好的耐蚀性的同时，可获得优良综合力学性能；主要用于要求较高强度和硬度而腐蚀性不太强的场合	1Cr13 2Cr13	制作抗弱腐蚀性介质，较高韧性及受冲击负荷的零件，如汽轮机叶片、水压机阀、结构架、螺栓、螺帽等
		3Cr13 4Cr13	较高硬度及耐磨性的热油泵轴、阀片、阀门、弹簧、手术刀片及医疗器械等零件
		1Cr17Ni2	要求较高强度的耐硝酸及某些有机酸腐蚀的零件及设备
		9Cr18 9Cr18MoV	不锈切片机械刃具及剪切刃具、手术刀片、高耐磨、耐蚀的零件

续表 5.1-60

类别	主要特点	钢　号	用途举例
铁素体型	铁素体钢加热时不发生相变，一般不能用热处理强化；有强烈的磁性，焊接等工艺性能较差；此类钢具有三种脆性倾向：①475℃脆性，②σ 相析出引起的脆性，③粗大的原始晶粒引起的脆性；退火温度不应低于 525℃和高于 900℃，保温终了应空冷或水冷；主要用于氧化性的腐蚀介质	0Cr13	制作抗水蒸气、碳酸氢氨母液、热的含硫石油腐蚀的介质
		1Cr17 0Cr17Ti 1Cr17Ti	硝酸工厂设备如吸收塔、硝酸热交换器、酸槽、输送管道等以及食品工厂设备
		1Cr28 1Cr25Ti	硝酸浓缩设备用的容器、管道及零件，也可用作次氯酸钠及磷酸设备
		1Cr17Mo2Ti	与醋酸接触的设备，化学纤维工业设备等
		0Cr13Si4NbRE	浓硝酸生产中用的阀门及泵等设备零件
奥氏体型	奥氏体钢，不能淬火强化，无磁性，屈服强度低，塑性、韧性及工艺性能良好，耐蚀性良好，一般用于腐蚀性较强的介质中 不含稳定化元素的钢种，在 450～850℃间停留易引起晶间腐蚀，一般经固溶处理后使用；碳含量在 0.03%以下的超低碳不锈钢有优良的抗晶间腐蚀性能，尤其对焊接件，显著改善因采用稳定化元素带来的焊后刀状腐蚀现象 含钼的奥氏体不锈钢在有机酸和某些还原性酸中，有更好的耐蚀性。含钼、铜的不锈钢在硫酸介质中具有优良的耐蚀性	00Cr18Ni10	具有良好的耐蚀及耐晶间腐蚀性能，为化学工业用的良好的耐蚀材料
		1Cr18Ni9 1Cr18Mn8Ni5N	制作耐硝酸、冷磷酸、有机酸及盐、碱溶液腐蚀的设备零件
		0Cr18Ni9Ti 1Cr18Ni9Ti	耐酸容器及设备衬里，输送管道等设备和零件，抗磁仪表，医疗器械，具有较好耐晶间腐蚀性
		0Cr18Ni12Mo2Ti 1Cr18Ni12Mo2Ti 0Cr18Ni12Mo3Ti 1Cr18Ni12Mo3Ti	用于制作抗硫酸、磷酸、蚁酸及醋酸等腐蚀性介质的设备，有良好的抗晶间腐蚀性能
		00Cr17Ni14Mo2 00Cr17Ni14Mo3	可用于耐蚀性要求高的焊接构件，尤其是尿素、硫铵、维尼龙等生成设备
		0Cr18Ni18Mo2Cu2Ti 0Cr12Ni25Mo3Cu3Si2Nb 0Cr20Ni29Cu4Mo2 0Cr23Ni28Mo3Cu3Ti 0Cr20Ni24Mo3Si3Cu2	用于制作抗硫酸、盐酸及磷酸腐蚀的设备及零件
		00Cr18Ni24Mo5	在海水中有良好的抗点腐蚀性能
		3Cr17Ni7Mo2N	具有良好的抗硫化氢腐蚀性能，强度较高，用于制作含硫气阀门的阀杆
奥氏体-铁素体型	在室温下有奥氏体和铁素体的复相组织，有磁性，与奥氏体钢相比有以下优点：屈强比高，尤其是铬锰氮系复相钢更高；耐蚀性能与奥氏体钢相当，在某些有机酸（如醋酸，尿素）中的耐蚀性更为优越；比奥氏体不锈钢有更好的抗点腐蚀和应力腐蚀开裂能力，也有良好的抗晶间腐蚀性能；热加工性能比奥氏体钢稍差，热成形时必须严格控制操作温度	0Cr21Ni5Ti 1Cr21Ni5Ti	可作硝酸和硝氨工业设备及管道，尿素液蒸发部分设备及管道
		1Cr18Mn10Ni5Mo3N 0Cr17Mn13Mo2N	可制作尿素及维尼龙生成的设备和零件，以及其他化工、化肥等工业部门的设备及零件
		1Cr17Mn9Ni3Mo3Cu2N	同 1Cr18Ni12Mo3Ti 钢，特别是具有良好的抗硫酸及抗点腐蚀能力
		0Cr26Ni7Mo3CuSiN	在海水中有良好的抗点腐蚀及抗应力腐蚀开裂的性能
		1Cr18Ni11Si4AlTi	制作抗高温浓硝酸腐蚀的设备和零件
沉淀硬化型	固溶处理后具有奥氏体或马氏体组织，经强化处理后，有很高的强度和硬度；这类钢在许多介质中耐腐蚀性能与 18－8 型奥氏体不锈钢相近	0Cr17Ni4Cu4Nb 0Cr17Ni7Al 0Cr15Ni7Mo2Al	用于制作高强度、高硬度而又耐腐蚀的化工机械设备及零件，如轴、高速离心机转鼓、弹簧以及宇航设备的零件

6.1.2　不锈钢的合金化特点

1）碳含量　耐蚀性要求愈高，碳含量应愈低。因为碳增加阴极相（碳化物）；特别是它与铬能形成碳化物〔多为 $(Cr，Fe)_{23}C_6$〕在晶界析出，使晶界周围基体严重贫铬，当铬贫化到耐蚀所必需的最低含量（约 12%）以下时，贫铬区迅速被腐蚀，造成晶间腐蚀和金属沿晶脆断的危险。大多数不锈钢的碳含量为 0.1%～0.2%。但用于制造刃具和滚动轴承等工件的不锈钢，碳含量应较高（可达 0.85%～

0.95%)。此时必须相应地提高铬含量。

2) 铬　不锈钢中最主要的合金元素铬能提高基体的电极电位，铬含量为12.5%（摩尔分数）时，基体电极电位可由-0.56V跃升至+0.12 V。铬是铁素体形成元素，含量超过12.7%时，可使钢呈单一的铁素体组织。铬在氧化性介质（如水蒸气、大气、海水、氧化性酸等）中极易产生钝化效应，生成致密的氧化膜，使钢的耐蚀性大大提高。

3) 镍　加入适量的镍，可获得单相奥氏体组织，显著提高耐蚀性及塑性；或形成奥氏体-铁素体组织，通过热处理，提高钢的强度。

4) 钼、铜　铬在非氧化性酸（如盐酸、稀硫酸和碱溶液等）中钝化能力差，加入Mo、Cu等元素，可提高钢在非氧化性酸中的耐蚀能力。

5) 钛、铌　钛、铌能优先同碳形成稳定的碳化物，使Cr保留在基体中，避免晶界贫铬，从而减轻钢的晶界腐蚀倾向。

6) 锰、氮　锰和氮可部分代镍以获得奥氏体组织，并能提高铬不锈钢在有机酸中的耐蚀性。

常见的不锈钢的化学成分列于表5.1-61中。

6.1.3　不锈钢的热处理工艺

各种不锈钢的热加工及热处理工艺制度列于表5.1-62。

表5.1-61　不锈钢的化学成分（摘自GB/T 1220—1992）

序号	牌号	化学成分（质量分数）/%										
		C	Si	Mn	P	S	Ni	Cr	Mo	Cu	N	其他
奥氏体型												
1	1Cr17Mn6Ni5N	≤0.15	≤1.00	5.50～7.50	≤0.060	≤0.030	3.50～5.50	16.00～18.00	—	—	≤0.25	—
2	1Cr18Mn8Ni5N①	≤0.15	≤1.00	7.50～10.00	≤0.060	≤0.030	4.00～6.00	17.00～19.00	—	—	≤0.25	—
3	1Cr17Ni7	≤0.15	≤1.00	≤2.00	≤0.035	≤0.030	6.00～8.00	16.00～18.00	—	—	—	—
4	1Cr18Ni9①	≤0.15	≤1.00	≤2.00	≤0.035	≤0.030	8.00～10.00	17.00～19.00	—	—	—	—
5	Y1Cr18Ni9	≤0.15	≤1.00	≤2.00	≤0.20	≤0.15	8.00～10.00	17.00～19.00	≤0.60	—	—	—
6	Y1Cr18Ni9Se	≤0.15	≤1.00	≤2.00	≤0.20	≤0.060	8.00～10.00	17.00～19.00	—	—	—	Se≥0.15
7	0Cr19Ni9①	≤0.08	≤1.00	≤2.00	≤0.035	≤0.030	8.00～10.00	18.00～20.00	—	—	—	—
8	00Cr19Ni11	≤0.030	≤1.00	≤2.00	≤0.035	≤0.030	10.00～12.00	18.00～20.00	—	—	—	—
9	0Cr19Ni9N	≤0.08	≤1.00	≤2.00	≤0.035	≤0.030	8.00～10.00	18.00～20.00	—	—	0.10～0.25	—
10	0Cr19Ni10NbN	≤0.08	≤1.00	≤2.00	≤0.035	≤0.030	9.50～10.50	18.00～20.00	—	—	0.15～0.30	Nb≤0.15
11	00Cr18Ni10N	≤0.030	≤1.00	≤2.00	≤0.035	≤0.030	9.50～11.50	17.00～19.00	—	—	0.12～0.22	—
12	1Cr18Ni12	≤0.12	≤1.00	≤2.00	≤0.035	≤0.030	11.00～13.00	17.00～19.00	—	—	—	—
13	0Cr23Ni13①	≤0.08	≤1.00	≤2.00	≤0.035	≤0.030	12.00～14.00	22.00～24.00	—	—	—	—
14	0Cr25Ni20①	≤0.08	≤1.00	≤2.00	≤0.035	≤0.030	19.00～22.00	24.00～26.00	—	—	—	—
15	0Cr17Ni12Mo2①	≤0.08	≤1.00	≤2.00	≤0.035	≤0.030	10.00～14.00	16.00～18.50	2.00～3.00	—	—	—
16	0Cr18Ni12Mo2Ti	≤0.08	≤1.00	≤2.00	≤0.035	≤0.030	11.00～14.0	16.00～19.00	1.80～2.50	—	—	Ti 5 Ti 5 w_c～0.70
17	00Cr17Ni14Mo2	≤0.030	≤1.00	≤2.00	≤0.035	≤0.030	13.00～15.00	16.00～18.00	2.00～3.00	—	—	—
18	0Cr17Ni12Mo2N	≤0.08	≤1.00	≤2.00	≤0.035	≤0.030	10.00～14.00	16.00～18.00	2.00～3.00	—	0.10～0.22	—
19	00Cr17Ni13Mo2N	≤0.030	≤1.00	≤2.00	≤0.035	≤0.030	10.50～14.50	16.00～18.50	2.00～3.00	—	0.12～0.22	—
20	0Cr18Ni12Mo2Cu2	≤0.08	≤1.00	≤2.00	≤0.035	≤0.030	10.00～14.00	17.00～19.00	1.20～2.75	1.00～2.50	—	—
21	00Cr18Ni14Mo2Cu2	≤0.030	≤1.00	≤2.00	≤0.035	≤0.030	12.00～16.00	17.00～19.00	1.20～2.75	1.00～2.50	—	—

续表 5.1-61

序号	牌　号	化学成分（质量分数）/%										
		C	Si	Mn	P	S	Ni	Cr	Mo	Cu	N	其他
22	0Cr19Ni13Mo3	≤0.08	≤1.00	≤2.00	≤0.035	≤0.030	11.00～15.00	18.00～20.00	3.00～4.00	—	—	—
23	00Cr19Ni13Mo3①	≤0.030	≤1.00	≤2.00	≤0.035	≤0.030	11.00～15.00	18.00～20.00	3.00～4.00	—	—	—
24	0Cr18Ni16Mo5	≤0.040	≤1.00	≤2.00	≤0.035	≤0.030	15.00～17.00	16.00～19.00	4.00～6.00	—	—	—
25	1Cr18Ni9Ti①	≤0.12	≤1.00	≤2.00	≤0.035	≤0.030	8.00～10.00	17.00～19.00	—	—	—	Ti5×(w_c－0.02)～0.80
26	0Cr18Ni11Ti①	≤0.08	≤1.00	≤2.00	≤0.035	≤0.030	10.00～12.00	17.00～19.00	—	—	—	Ti≥5×w_c
27	0Cr18Ni11Nb①	≤0.08	≤1.00	≤2.00	≤0.035	≤0.030	10.00～12.00	17.00～19.00	—	—	—	Nb ≥10×w_c
28	0Cr18Ni9Cu3	≤0.08	≤1.00	≤2.00	≤0.035	≤0.030	8.50～9.50	17.00～19.00	—	3.00～4.00	—	—
29	0Cr18Ni13Si4①	≤0.08	3.00～5.00	≤2.00	≤0.035	≤0.030	12.50～15.00	15.00～20.00	—	—	—	②
奥氏体－铁素体型												
30	0Cr26Ni5Mo2	≤0.08	≤1.00	≤1.50	≤0.035	≤0.030	3.00～6.00	23.00～28.00	1.00～3.00	—	—	②
31	1Cr18Ni11Si4AlTi	0.10～0.18	3.40～4.00	≤0.80	≤0.035	≤0.030	10.00～12.00	17.50～19.50	—	—	—	Al 0.10～0.30 Ti 0.40～0.70
32	00Cr18Ni5Mo3Si2	≤0.03	1.30～2.00	1.00～2.00	≤0.035	≤0.030	4.50～5.50	18.00～19.50	2.50～3.00	—		
铁素体型												
33	0Cr13Al①	≤0.08	≤1.00	≤1.00	≤0.035	≤0.030	≤0.60	11.50～14.50	—	—	—	Al 0.10～0.30
34	00Cr12①	≤0.03	≤1.00	≤1.00	≤0.035	≤0.030	≤0.60	11.00～13.00	—	—	—	
35	1Cr17①	≤0.12	≤0.75	≤1.00	≤0.035	≤0.030	≤0.60	16.00～18.00	—	—	—	
36	Y1Cr17	≤0.12	≤1.00	≤1.25	≤0.060	≤0.15	≤0.60	16.00～18.00	≤0.60	—	—	
37	1Cr17Mo	≤0.12	≤1.00	≤1.00	≤0.035	≤0.030	≤0.60	16.00～18.00	0.75～1.25	—	—	
38	00Cr30Mo2	≤0.010	≤0.40	≤0.40	≤0.030	≤0.020		28.5～32.00	1.50～2.50	—	—	N②③ ≤0.015
39	00Cr27Mo	≤0.010	≤0.40	≤0.40	≤0.030	≤0.020		25.00～27.50	0.75～1.50	—	—	N②③ ≤0.015
马氏体型												
40	1Cr12	≤0.15	≤0.50	≤1.00	≤0.035	≤0.030	≤0.60	11.50～13.00	—	—	—	—
41	1Cr13①	≤0.15	≤1.00	≤1.00	≤0.035	≤0.030	≤0.60	11.50～13.50	—	—	—	—
42	1Cr13Mo①	0.08～0.18	≤0.60	≤1.00	≤0.035	≤0.030	≤0.60	11.50～14.00	0.30～0.60	—	—	—
43	Y1Cr13	≤0.15	≤1.00	≤1.25	≤0.060	≤0.15	≤0.60	12.00～14.00	≤0.60	—	—	—
44	2Cr13	0.16～0.25	≤1.00	≤1.00	≤0.035	≤0.030	≤0.60	12.00～14.00	—	—	—	—
45	3Cr13	0.26～0.40	≤1.00	≤1.00	≤0.035	≤0.030	≤0.60	12.00～14.00	—	—	—	—

续表 5.1-61

序号	牌　　号	化学成分（质量分数）/%										
		C	Si	Mn	P	S	Ni	Cr	Mo	Cu	N	其他
46	3Cr13Mo	0.28 ~ 0.38	≤0.80	≤1.00	≤0.035	≤0.030		12.00 ~ 14.00	0.50 ~ 1.00			
47	Y3Cr13	0.26 ~ 0.40	≤1.00	≤1.25	≤0.060	≤0.15	≤0.60	12.00 ~ 14.00	≤0.60			
48	1Cr17Ni2①	0.11 ~ 0.17	≤0.80	≤0.80	≤0.035	≤0.030	1.50 ~ 2.50	16.00 ~ 18.00	—			
49	7Cr17	0.65 ~ 0.75	≤1.00	≤1.00	≤0.035	≤0.030	≤0.60	16.00 ~ 18.00	≤0.75			
50	8Cr17	0.75 ~ 0.95	≤1.00	≤1.00	≤0.035	≤0.030	≤0.60	16.00 ~ 18.00	≤0.75			
51	11Cr17	0.95 ~ 1.20	≤1.00	≤1.00	≤0.035	≤0.030	≤0.60	16.00 ~ 18.00	≤0.75			
52	Y11Cr17	0.95 ~ 1.20	≤1.00	≤125	≤0.060	≤0.150	≤0.60	16.00 ~ 18.00	≤0.75			
沉淀硬化型												
53	0Cr17Ni4Cu4Nb①	≤0.07	≤1.00	≤1.00	≤0.035	≤0.030	3.00 ~ 5.00	15.50 ~ 17.50		3.00 ~ 5.00		Nb 0.15 ~ 0.45
54	1Cr17Ni7Al①	≤0.09	≤1.00	≤1.00	≤0.035	≤0.030	6.50 ~ 7.75	16.00 ~ 18.00		≤0.50		Al 0.75 ~ 1.50
55	0Cr15Ni7Mo2Al	≤0.09	≤1.00	≤1.00	≤0.035	≤0.030	6.50 ~ 7.50	14.00 ~ 16.00	2.00 ~ 3.00			Al 0.75 ~ 1.50

① 也是耐热钢，重复出现在 GB/T 1221—1992 耐热钢（棒）标准中。② 必要时，可添加上表以外的合金元素。③ 允许含有小于或等于 *w*（Ni）0.5%，小于或等于 *w*（Cu）0.2%，*w*（Ni + Cu）≤0.5%。

表 5.1-62　不锈钢的热加工及热处理工艺参数

序号	类型	钢　号	热加工			热处理制度			
			加热温度/℃	始锻温度/℃	终锻温度/℃	固溶处理/℃	退火/℃	淬火/℃	回火/℃
1	奥氏体型钢	1Cr17Mn6Ni5N				1 010 ~ 1 120 快冷			
2		1Cr18Mn8Ni5N①		1 200	≥850	1 010 ~ 1 120 快冷			
3		1Cr17Ni7				1 010 ~ 1 150 快冷			
4		1Cr18Ni9	1 160 ~ 1 200	1 180	900	1 010 ~ 1 150 快冷			
5		Y1Cr18Ni9				1 010 ~ 1 150 快冷			
6		Y1Cr18Ni9Se	1 149 ~ 1 286			1 010 ~ 1 150 快冷			
7		0Cr19Ni9	1 160 ~ 1 200	1 180	900	1 010 ~ 1 150 快冷			
8		00Cr19Ni11	1 200 ~ 1 260	1 150	≥930	1 010 ~ 1 150 快冷			
9		0Cr19Ni9N				1 010 ~ 1 150 快冷			
10		0Cr19Ni10NbN				1 010 ~ 1 150 快冷			
11		00Cr18Ni10N				1 010 ~ 1 150 快冷			
12		1Cr18Ni12				1 010 ~ 1 150 快冷			
13		0Cr23Ni13				1 030 ~ 1 150 快冷			
14		0Cr25Ni20				1 030 ~ 1 180 快冷			
15		0Cr17Ni12Mo2		1 100 ~ 1 200	≥850	1 010 ~ 1 150 快冷			
16		0Cr18Ni12Mo2Ti		1 100 ~ 1 200	≥850	1 000 ~ 1 110 快冷			
17		00Cr17Ni4Mo2	1 150 ~ 1 260	1 150	≥930	1 010 ~ 1 150 快冷			
18		0Cr17Ni12Mo2N				1 010 ~ 1 150 快冷			
19		00Cr17Ni13Mo2N				1 010 ~ 1 150 快冷			
20		0Cr18Ni12Mo2Cu2		1 050	700	1 010 ~ 1 150 快冷			
21		00Cr18Ni14Mo2Cu2		1 070 ~ 1 090	700	1 010 ~ 1 150 快冷			

续表 5.1-62

序号	类型	钢　号	热加工			热　处　理			
			加热温度/℃	始锻温度/℃	终锻温度/℃	固溶处理/℃	退火/℃	淬火/℃	回火/℃
22	奥氏体型	0Cr19Ni13Mo3	1 150 ~ 1 260	1 150	≥930	1 010 ~ 1 150 快冷			
23		00Cr19Ni13Mo3	1 150 ~ 1 260	1 150	≥930	1 010 ~ 1 150 快冷			
24		0Cr18Ni16Mo5				1 030 ~ 1 180 快冷			
25		1Cr18Ni9Ti	1 160 ~ 1 200	1 180	≥900	1 000 ~ 1 100 快冷			
26		0Cr18Ni11Ti	1 160 ~ 1 200	1 180	≥900	920 ~ 1 150 快冷			
27		0Cr18Ni11Nb	1 160 ~ 1 200	1 180	≥900	980 ~ 1 150 快冷			
28		0Cr18Ni9Cu3				1 010 ~ 1 150 快冷			
29		0Cr18Ni13Si4				1 010 ~ 1 150 快冷			
30	奥氏体-铁素体型	0Cr26Ni5Mo2		1 200	≥900	950 ~ 1 100 快冷			
31		1Cr18Ni11Si4AlTi		1 060 ~ 1 150	≥920	930 ~ 1 050 快冷			
32		00Cr18Ni5Mo3Si2		1 050 ~ 1 150		950 ~ 1 050 快冷			
33	铁素体型	0Cr13Al	1 100 ~ 1 150	1 050 ~ 1 100	<800		780 ~ 830 空冷或缓冷		
34		00Cr12					700 ~ 820 空冷或缓冷		
35		1Cr17	≤1 150	1 100 ~ 1 150	≤800		780 ~ 850 空冷或缓冷		
36		Y1Cr17					780 ~ 850 空冷或缓冷		
37		1Cr17Mo	≤1 140	1 100 ~ 1 140	≤800		900 ~ 1 050 快冷		
38		00Cr30Mo2					900 ~ 1 050 快冷		
39		00Cr27Mo							
40	马氏体型	1Cr12					800 ~ 900① 缓冷	950 ~ 1 000 油冷	700 ~ 750 快冷
41		1Cr13		1 180 ~ 1 200	≥850		800 ~ 900① 缓冷	950 ~ 1 000 油冷	700 ~ 750 快冷
42		1Cr13Mo					830 ~ 900① 缓冷	970 ~ 1 020 油冷	650 ~ 750 快冷
43		Y1Cr13					800 ~ 900① 缓冷	950 ~ 1 000 油冷	700 ~ 750 快冷
44		2Cr13		1 160 ~ 1 200	≥850		800 ~ 900① 缓冷	920 ~ 980 油冷	600 ~ 750 快冷
45		3Cr13		1 160 ~ 1 200	≥850		800 ~ 900① 缓冷	920 ~ 980 油冷	600 ~ 750 快冷
46		3Cr13Mo		1 150 ~ 1 200	≥850		800 ~ 900① 缓冷	1 025 ~ 1 075 油冷	200 ~ 300 油、水、空冷
47		Y3Cr13					800 ~ 900① 缓冷	950 ~ 1 000 油冷	700 ~ 750 快冷
48		1Cr17Ni2		1 050 ~ 1 100	<800			950 ~ 1 050 油冷	275 ~ 350 快冷
49		7Cr17					800 ~ 920 缓冷	1 010 ~ 1 070 油冷	100 ~ 180 快冷
50		8Cr17					800 ~ 920 缓冷	1 010 ~ 1 070 油冷	100 ~ 180 快冷
51		11Cr17					800 ~ 920 缓冷	1 010 ~ 1 070 油冷	100 ~ 180 快冷
52		Y11Cr17					800 ~ 920 缓冷	1 010 ~ 1 070 油冷	100 ~ 180 快冷

续表 5.1-62

序号	类型	钢　号	热加工			热处理制度			
			加热温度/℃	始锻温度/℃	终锻温度/℃	固溶处理/℃	退火/℃	淬火/℃	回火/℃
53	沉淀硬化型	0Cr17Ni4Cu4Nb	1 177（最高）	1 150	1 000	热处理种类	热处理条件		
						固溶	1 020～1 060℃快冷		
						480℃时效	经固溶处理后，470～490℃空冷		
						550℃时效	经固溶处理后，540～560℃空冷		
						580℃时效	经固溶处理后，570～590℃空冷		
						620℃时效	经固溶处理后，610～630℃空冷		
54		1Cr17Ni7Al	1 150（最高）	1 100	≥950	固溶	1 020～1 060℃快冷		
						565℃时效	经固溶处理后，于760℃±15℃保持90 min，在1 h内冷却到15℃以下，保持30 min，再加热到565℃±10℃保持90 min空冷		
						510℃时效	经固溶处理后，于955℃±10℃保持10 min，空冷到室温，在24 h内冷却到－73℃±6℃～15℃，保持8 h，再加热到510℃±10℃保持60 min空冷		
55		0Cr15Ni7Mo2Al	1 150（最高）	1 100	≥950	固溶	同1Cr17Ni7Al		
						565℃时效			
						510℃时效			

① 或约750℃快冷。

6.2 耐热钢

6.2.1 分类、特点和用途

在高温下具有较高强度和良好化学稳定性的钢称为耐热钢。耐热钢包括抗氧化钢（或称高温不起皮钢）、热强钢和汽阀钢。前者要求较好的化学稳定性，但承受的载荷较低。热强钢要求高的高温强度和相应的抗氧化性。汽阀钢除了要求耐蚀及高温强度外，还要求有高的高温抗疲劳及耐磨性。

耐热钢和不锈钢在使用范围上互相交叉，一些不锈钢兼具耐热钢的特性，可以作为耐热钢使用。

耐热钢按使用方法可分为压力加工用钢及切削加工用钢；按供货状态可分为热轧、锻造及热处理状态；按组织类型可分为铁素体钢、马氏体钢及奥氏体钢。

耐热钢的性质和用途见表5.1-63。

6.2.2 化学成分、热处理及力学性能

对于不同类型的耐热钢，合金化有所不同。

（1）抗氧化钢的合金化

合金化作用的关键是在钢的表面形成一层完整的、致密和稳定的氧化物保护膜，最有效的合金元素是Cr、Si和Al。但Si、Al含量较多时钢材变脆，所以它们只能作辅加元素，一般都以加Cr为主。

（2）热强钢的合金化

1）铁素体基耐热钢　这类钢的工作温度在450～600℃之间，成分特点是：

① 低碳。碳含量一般为0.1%～0.2%。碳含量愈高，组织愈不稳定，碳化物容易聚集长大，甚至发生石墨化，使高温强度降低。

② 加铬。加铬可改善钢的抗氧化性，提高钢的再结晶温度以增强高温强度。钢的耐蚀性和热强性要求愈高，铬含量也应愈高，可从1%直到13%。

③ 加钼、钒。目的是提高钢的再结晶温度，同时形成稳定的弥散碳化物来保持高的热强性。

2）奥氏体基耐热钢　这类钢稳定工作温度可达600～700℃，其成分特点是：

① 低碳。多在0.1%以上，可在0.4%。要利用碳形成碳化物起析出强化作用。

② 加入大量铬、镍。总量一般在25%以上。Cr主要提高热化学稳定性和热强性，Ni保证获得稳定的奥氏体组织。

③ 加入钨、钼。钨、钼可提高再结晶温度，并析出较稳定的碳化物提高热强性。

④ 加入钒、钛、铝。它们可形成稳定的析出相提高热强性，其中包括碳化物（如VC等）和金属间化合物，如Ni_3（Ti，Al），后者强化效果较好。

耐热钢的化学成分见表5.1-64，热处理及力学性能见表5.1-65。

表5.1-63　耐热钢的性质和用途

用途分类	钢　号	主要性能	最高使用温度/℃		用途举例
			抗氧化	热强	
抗氧化钢	1Cr13Si2 1Cr13SiAl 1Cr18Si2 1Cr25Si2	铁素体钢，有晶粒长大倾向，不宜承受冲击负荷，但抗氧化性好，在含硫气氛中有良好的抗蚀性，适宜作各种承受应力不大的炉用构件	900 900 1 050 1 150		过热器吊架，吹灰器，喷嘴，退火炉罩，托架及吊挂等 热交换器，渗碳箱

续表 5.1-63

用途分类	钢　号	主要性能	最高使用温度/℃		用 途 举 例
			抗氧化	热强	
抗氧化钢	1Cr23Ni13 1Cr20Ni14Si2 3Cr18Ni14Si2 1Cr23Ni18 1Cr25Ni20Si2N	奥氏体钢，具有较高的高温强度及抗氧化性，对含硫气氛敏感，在 600～800℃有析出相的脆化倾向 适宜作承受应力的各种炉用构件	1 050 1 050 1 100 1 100 1 200		热裂解炉、炉内传送带，炉内支架 各种热处理炉内构件，坩埚吊架 高温热裂解炉管、板材，高温测温管，退火炉罩 高温加热炉管，加热炉辊筒，燃烧室构件
	3Cr18Mn12Si2N 2Cr20Mn9Ni2Si2N 1Al13Mn2MoWTi	节镍奥氏体钢，有较高的高温强度和一定的抗氧化性，并且有较好的抗硫及抗增碳性	100 650		吊挂支架，渗碳炉构件，加热炉传送带，料盘，炉爪。2Cr20Mn9Ni2Si2N 还可用作盐浴坩埚和加热炉管道等 石油炼厂加热炉管及反应塔体和塔内构件
热强钢	1Cr13 2Cr13	有较高的热强性，良好的减振性能	750 750	500 500	蒸汽透平叶片、阀、螺栓和导管等
	1Cr11MoV 1Cr12WMoV	有较高的热强性，有良好的减振性及组织稳定性	750 750	550 580	透平叶片及导向叶片 透平叶片、紧固件、转子轮盘
	1Cr5Mo 1Cr6Si2Mo	抗石油裂化过程中产生的腐蚀	650 750	600 600	再热蒸汽管，石油裂解管，锅炉吊架，蒸汽轮机汽缸衬套、泵的零件，阀、活塞杆，高压加氢设备部件、紧固件
	1Cr18Ni9Ti 1Cr18Ni12Ti	有良好的热强性及抗腐蚀性	850 850	650 650	加热炉管，燃烧室筒体，退火炉罩过热器管，航空发动机排气系统喷管及集合器
	4Cr12Ni18Mn-8MoVNb	有较高的热强性及良好的综合性能	750	650	涡轮盘，环形件，紧固件和废气增压涡轮
	1Cr15Ni36W3Ti	有较高的热强性及良好的综合性能	800	680	燃气轮机叶片，紧固件、叶轮、转子和气封弹簧片
	0Cr15Ni25Ti2MoVB	有良好的热强性、成形性及焊接性	800	700	涡轮盘，环形件，冲压焊接件和紧固件
汽阀钢	4Cr9Si2 4Cr10Si2Mo	马氏体气阀钢	850 850	650 650	内燃机进气阀，轻负荷排气阀
	3Cr13Ni7Si2	马氏体-奥氏体气阀钢，有较好的抗氧化性	650	700	内燃机轻负荷排气阀，重负荷进气阀
	4Cr14Ni4W2Mo	奥氏体型气阀钢，有较高的热强性	850	750	内燃机重负荷排气阀

表 5.1-64　耐热钢的化学成分

类型	钢　号	C	Si	Mn	S	P	Cr	Ni	Mo	其他
铁素体型	1Cr13Si2	≤0.12	2.30～2.80	≤0.70	≤0.030	≤0.035	12.50～14.50	≤0.60	—	—
	1Cr18Si2	≤0.12	1.90～2.40	≤1.00	≤0.030	≤0.035	17.00～19.00	≤0.60	—	—
	1Cr25Si2	≤0.10	1.60～2.10	≤1.00	≤0.030	≤0.035	24.00～26.00	≤0.60	—	—
	1Cr13SiAl	0.10～0.20	1.00～1.50	≤0.70	≤0.030	≤0.035	12.00～14.00	≤0.60	—	Al1.00～1.80
	1Al3Mn2MoWTi	0.12～0.18	≤0.50	1.50～2.00	≤0.030	≤0.035	—	≤0.60	0.40～0.60	W0.40～0.60 Ti0.20～0.40 Al2.20～2.80
马氏体型	1Cr13	0.08～0.15	≤0.60	≤0.80	≤0.030	≤0.035	12.00～14.00	≤0.60	—	—
	2Cr13	0.16～0.24	≤0.50	≤0.80	≤0.030	≤0.035	12.00～14.00	≤0.60	—	—
	1Cr5Mo	≤0.15	≤0.50	≤0.60	≤0.030	≤0.035	4.00～6.00	≤0.60	0.45～0.60	—
	1Cr6Si2Mo	≤0.15	1.50～2.00	≤0.70	≤0.030	≤0.035	5.00～6.50	≤0.60	0.45～0.60	—
	1Cr11MoV	0.11～0.18	≤0.50	≤0.60	≤0.030	≤0.035	10.00～11.50	≤0.60	0.50～0.70	V0.25～0.40
	1Cr12WMoV	0.12～0.18	≤0.50	0.50～0.90	≤0.030	≤0.035	11.00～13.00	0.40～0.80	0.50～0.70	V0.18～0.30 W0.70～1.10
	4Cr9Si2	0.35～0.50	2.00～3.00	≤0.70	≤0.030	≤0.035	8.00～10.00	≤0.60	—	—
	4Cr10Si2Mo	0.35～0.45	1.90～2.60	≤0.70	≤0.030	≤0.035	9.00～10.50	≤0.60	0.70～0.90	—
	3Cr12Ni7Si2	0.25～0.37	2.00～3.00	≤0.70	≤0.030	≤0.035	11.50～14.00	6.00～7.50	—	—

续表 5.1-64

类型	钢　号	C	Si	Mn	S	P	Cr	Ni	Mo	其他
奥氏体型	1Cr18Ni9Ti	≤0.12	≤1.00	≤2.00	≤0.030	≤0.035	17.00~19.00	8.00~11.00	—	Ti5（w_c－0.02）~0.80
	1Cr18Ni12Ti	≤0.12	≤1.00	1.00~2.00	≤0.030	≤0.035	17.00~19.00	11.00~13.00	—	Ti5（w_c－0.02）~0.80
	1Cr23Ni13	≤0.20	≤1.00	≤2.00	≤0.030	≤0.035	22.00~25.00	12.00~15.00	—	—
	1Cr23Ni18	≤0.20	≤1.00	≤2.00	≤0.030	≤0.035	22.00~25.00	17.00~20.00	—	—
	1Cr20Ni14Si2	≤0.20	1.50~2.50	≤1.50	≤0.030	≤0.035	19.00~22.00	12.00~15.00	—	—
	1Cr25Ni20Si2	≤0.20	1.50~2.50	≤1.50	≤0.030	≤0.035	24.00~27.00	18.00~21.00	—	—
	3Cr18Ni25Si2	0.30~0.40	1.50~2.50	≤1.50	≤0.030	≤0.035	17.00~20.00	—	—	—
	4Cr14Ni14W2Mo	0.40~0.50	≤0.80	≤0.70	≤0.030	≤0.035	13.00~15.00	13.00~15.00	0.25~0.40	W2.00~2.75
	1Cr15Ni35W3Ti	≤0.12	≤0.80	1.00~2.00	≤0.030	≤0.035	14.00~16.00	—	—	Ti1.00~1.40
	3Cr18Mn12Si2N	0.22~0.30	1.40~2.20	10.50~12.50	≤0.030	≤0.035	17.00~19.00	—	—	N0.22~0.30
	2Cr20Mn9Ni2Si2N	0.17~0.26	1.80~2.70	8.50~11.00	≤0.030	≤0.035	18.00~21.00	—	—	N0.22~0.30
	0Cr15Ni25Ti2MoVB	≤0.80	0.40~1.00	1.00~2.00	≤0.030	≤0.035	13.50~16.00	—	1.00~1.50	V0.10~0.50 Ti1.75~2.30 Al≤0.40 B0.001~0.010
	4Cr12Ni8Mn8MoVNb	0.34~0.40	0.30~0.80	7.50~9.50	≤0.030	≤0.035	11.50~13.50	—	1.10~1.40	V1.25~1.55 Ti≤0.12 Nb0.25~0.50

表 5.1-65　耐热钢的热处理工艺及力学性能

类型	钢　号	热　处　理				力学性能≥				
		淬火温度 /℃	冷却剂	回火温度 /℃	冷却剂	σ_b /MPa	σ_s /MPa	δ /%	ψ /%	a_K /J·cm^{-2}
铁素体型	1Cr13Si2	—	—	退火 700~800	空	600	400	15		
	1Cr18Si2	—	—	退火 700~800	空	650	350	15	35	
	1Cr25Si2	—	—	退火 700~800	空	500	350	15		
	1Cr13SiAl	—	—	退火 700~800	空	500	280	16		
	1Al3Mn2MoWTi	—	—	退火 700~800	空	500	320	18	35	
马氏体型	1Cr13	1 000~1 050	油，水	700~790	油，水，空	600	420	20	60	90
	2Cr13	1 000~1 050	油，水	660~770	油，水，空	600	450	16	55	80
	1Cr5Mo	900~950	油	600~700	空	660	400	18		
	1Cr6Si2Mo					550	300	30	60	
	1Cr11MoV	1 050~1 100	空	720~740	空	700	500	16	55	60
	1Cr12WMoV	1 000~1 050	油	680~700	空	750	600	15	45	60
	4Cr9Si2	1 020~1 040	油	700~780	油	900	600	9	50	
	4Cr10Si2Mo	1 010~1 040	油	720~760	空	900	700	10	35	
	3Cr12Ni7Si2	1 000~1 060℃水冷，860~880℃6 h 在 2 h 内冷至 700℃，将随炉冷至 660~680℃30 min 空冷，升温至 790~810℃油淬				1 200	800	10	25	20
奥氏体型	1Cr18Ni9Ti	1 000~1 100	水	—	—	550	200	40	55	
	1Cr18Ni12Ti	1 100~1 150	水	—	—	550	200	40	55	
	1Cr23Ni13	1 100~1 150	油，水，空	—	—	550	250	35	50	
	1Cr23Ni18	1 100~1 150	油，水，空	—	—	550	250	35	50	

续表 5.1-65

类型	钢　号	热　处　理				力学性能≥				
		淬火温度 /℃	冷却剂	回火温度 /℃	冷却剂	σ_b /MPa	σ_s /MPa	δ /%	ψ /%	a_K /J·cm^{-2}
奥氏体型	1Cr20Ni14Si2	1 100～1 150	油，水，空	—	—	600	300	35	50	
	1Cr25Ni20Si2	1 100～1 150	油，水，空	—	—	600	300	35	50	
	3Cr18Ni25Si2	1 100～1 150	油，水，空	—	—	650	350	25	40	
	4Cr14Ni14W2Mo	—	—	820～850	空	720	320	20	35	
	1Cr15Ni35W3Ti	1 140～1 160℃水冷，两次时效：1 780～790℃，2 730～740℃				750	400	15	35	
	3Cr18Mn12Si2N	1 100～1 150	油，水，空	—	—	700	400	35	45	
	2Cr20Mn9Ni2Si2N	1 100～1 150	油，水，空	—	—	650	400	35	45	
	0Cr15Ni25Ti2MoVB	980～1 000℃ 1～2 h 油冷，700～720℃12～16 h 空冷				950	—	20	40	
	4Cr12Ni8Mn8MoVNb	1 100～1 150℃水冷，670℃12～14 h 时效，升温至 770～800℃，保温 10～12 h，空冷				850	600	15	20	35

6.3　易切削钢和冷塑性成型用钢

易切削钢和冷塑性成型用钢（冷冲压用钢、冷镦用钢）都是机械行业常用、对某些工艺性能要求较高的钢类，生产中选用这类钢的目的是提高生产效率和机械产品质量。

6.3.1　易切削钢

这类钢是在钢中加入一种或几种元素，利用其本身或与其他元素形成某种对切削加工有利的夹杂物，从而获得良好的被切削性能。与非易切削钢相比，易削钢的优点是在切削加工过程中刀具寿命长，切削抗力小，加工表面粗糙度低，切屑容易排出，因而可减少机加工工时，节约费用和能耗。

易切削钢目前使用最广的添加元素是硫、磷、铅，也使用钙、硒、碲。这些元素可以单独或共同加入钢中；后者成为复合系易切削钢，可显著提高钢的被切削性。通常钢的被切削性随硫含量的增多而改善，但硫含量过高则对使用性能不利。钢中其他化学成分——碳、硅、锰等对钢材被切削性能也有一定影响，如碳决定钢的强度、硬度和韧度，对刀具磨损情况、加工表面粗糙度和机床功率消耗等都有影响；碳含量过低或过高都增加不利因素。

常用的易切削钢的化学成分见表 5.1-66，力学性能见表 5.1-67～表 5.1-70。

表 5.1-66　易切削结构钢的化学成分

牌号	化学成分（质量分数）/%						
	C	Si	Mn	S	P	Pb	Ca
Y12	0.08～0.16	0.15～0.35	0.70～1.00	0.10～0.20	0.08～0.15	—	—
Y12Pb	0.08～0.16	≤0.15	0.70～1.10	0.15～0.25	0.05～0.10	0.15～0.35	—
Y15	0.10～0.18	≤0.15	0.80～1.20	0.23～0.33	0.05～0.10	—	—
Y15Pb	0.10～0.18	≤0.15	0.80～1.20	0.23～0.33	0.05～0.10	0.15～0.35	—
Y20	0.17～0.25	0.15～0.35	0.70～1.00	0.08～0.15	≤0.06	—	—
Y30	0.27～0.35	0.15～0.35	0.70～1.00	0.08～0.15	≤0.06	—	—
Y35	0.32～0.40	0.15～0.35	0.70～1.00	0.08～0.15	≤0.05	—	—
Y40Mn	0.37～0.45	0.15～0.35	1.20～1.55	0.20～0.30	≤0.05	—	—
Y45Ca	0.42～0.50	0.20～0.40	0.60～0.90	0.04～0.08	≤0.04	—	0.002～0.006

表 5.1-67　易切削钢热轧态盘条的硬度及力学性能

牌号	力学性能			
	抗拉强度 σ_b /MPa	伸长率 δ_5/% ≥	收缩率 ψ/% ≥	布氏硬度 ≤HBS
Y12	390～540	22	36	170
Y12Pb	390～540	22	36	170
Y15	390～540	22	36	170
Y15Pb	390～540	22	36	170
Y20	450～600	20	30	175
Y30	510～655	15	25	187
Y35	510～655	14	22	187
Y40Mn	590～735	14	20	207
Y45Ca	600～745	12	25	211

表 5.1-68　易切削钢冷拉态硬度和纵向力学性能

牌号	力学性能				
	抗拉强度 σ_b/MPa			伸长率 δ_5/%	布氏硬度 HBS
	钢材尺寸/mm				
	8～20	>20～30	>30	≥	
Y12	530～755	510～735	490～685	7.0	152～217
Y12Pb	530～755	510～735	490～685	7.0	152～217
Y15	530～755	510～735	490～685	7.0	152～217
Y15Pb	530～755	510～735	490～685	7.0	152～217
Y20	570～785	530～745	510～705	7.0	167～217
Y30	600～825	560～765	540～735	6.0	174～233
Y35	625～845	590～785	570～765	6.0	176～229
Y45Ca	695～920	655～855	635～835	6.0	196～255

表 5.1-69　Y45Ca 易切削钢热处理后的力学性能

牌号	力学性能				
	屈服点 σ_s/MPa	抗拉强度 σ_b/MPa	伸长率 δ_5/%	收缩率 ψ/%	冲击吸收功 a_{KV}/J
	≥				
Y45Ca	355	600	16	40	39

注：拉力试棒毛坯尺寸 ϕ25 mm，830～850℃，30 min 保温正火，冲击试棒 ϕ15 mm 调质，840±20℃淬水，600℃回火。

表 5.1-70　Y40Mn 易切削钢冷拉条钢高温回火态力学性能

牌号	力学性能		硬度 HBS
	抗拉强度 σ_b/MPa	伸长率 δ_5/% ≥	
Y40Mn	590～785	17	179～229

6.3.2　冷镦用钢

冷镦用钢是指经过冷镦成形所选用的钢材（棒材、线材、钢丝等）。钢材经过冷镦成形镦粗（通常是局部镦粗）制成工件。冷镦用钢的压缩比一般都比较高。对冷镦用钢的性能要求是：塑性好，表面粗糙度低，以及在冷镦过程中易于成形而不至于产生裂纹，同时还要求冷镦成形的零件获得高的尺寸精度。

冷镦用钢主要用来制作汽车、拖拉机中互换性较高的标准件和其他零件，如螺钉、螺栓、螺母、销钉、铆钉等已广泛采用的冷镦件。

我国的冷镦用钢，是在优质碳素结构钢和合金钢的基础上初步建立体系，其钢号冠以“ML”来表示冷镦用钢，其化学成分见表 5.1-71，热处理工艺及力学性能见表 5.1-72。

表 5.1-71　冷镦钢的化学成分

序号	钢　号	化学成分（质量分数）/%									
		C	Si	Mn	Cr	V	B	Ti	Mo	P	S
										≤	
1	ML08	0.05～0.12	≤0.03	0.20～0.50	—	—	—	—	—	0.035	0.035
2	ML10	0.07～0.14	≤0.03	0.20～0.50	—	—	—	—	—	0.035	0.035
3	ML15	0.12～0.19	≤0.07	0.20～0.50	—	—	—	—	—	0.035	0.035
4	ML20	0.17～0.24	≤0.07	0.20～0.50	—	—	—	—	—	0.035	0.035
5	ML25	0.22～0.30	≤0.20	0.30～0.60	—	—	—	—	—	0.035	0.035
6	ML30	0.27～0.35	≤0.20	0.30～0.60	—	—	—	—	—	0.035	0.035
7	ML35	0.32～0.40	≤0.20	0.30～0.60	—	—	—	—	—	0.035	0.035
8	ML40	0.37～0.45	≤0.20	0.30～0.60	—	—	—	—	—	0.035	0.035
9	ML45	0.42～0.50	≤0.20	0.30～0.60	—	—	—	—	—	0.035	0.035
10	ML25Mn	0.22～0.30	≤0.25	0.50～0.80	—	—	—	—	—	0.035	0.035
11	ML30Mn	0.27～0.35	≤0.25	0.50～0.80	—	—	—	—	—	0.035	0.035
12	ML35Mn	0.32～0.40	≤0.25	0.50～0.80	—	—	—	—	—	0.035	0.035
13	ML40Mn	0.37～0.45	≤0.25	0.50～0.80	—	—	—	—	—	0.035	0.035
14	ML45Mn	0.42～0.50	≤0.25	0.50～0.80	—	—	—	—	—	0.035	0.035
15	ML15Cr	0.12～0.18	≤0.30	0.40～0.70	0.70～1.00	—	—	—	—	0.035	0.035
16	ML20Cr	0.17～0.24	≤0.30	0.50～0.80	0.70～1.00	—	—	—	—	0.035	0.035
17	ML40Cr	0.37～0.44	≤0.30	0.50～0.80	0.80～1.10	—	—	—	—	0.035	0.035
18	ML15MnB	0.14～0.20	≤0.30	1.20～1.60	—	—	0.000 5～0.003 5	—	—	0.035	0.035
19	ML15MnVB	0.12～0.18	≤0.30	1.20～1.60	—	0.07～0.12	0.000 5～0.003 5	—	—	0.035	0.035
20	ML20MnTiB	0.17～0.24	≤0.30	1.30～1.60	—	—	0.000 5～0.003 5	0.04～0.10		0.035	0.035
21	ML30CrMo	0.26～0.34	≤0.30	0.40～0.70	0.80～1.10	—	—	—	0.15～0.25	0.035	0.035
22	ML35CrMo	0.32～0.40	≤0.30	0.40～0.70	0.80～1.10	—	—	—	0.15～0.25	0.035	0.035
23	ML42CrMo	0.38～0.45	≤0.30	0.50～0.80	0.90～1.20	—	—	—	0.15～0.25	0.035	0.035

注：适用于直径 5.5～40 mm 的冷镦用优质碳素结构钢和合金结构钢。

表 5.1-72 冷墩钢的热处理及力学性能

序号	钢 号	试样热处理及冷却剂	σ_b/MPa ≥	σ_s/MPa ≥	δ_5/% ≥	ϕ/% ≥	a/J·cm^{-2} ≥	退火硬度 ≤HBS
1	ML08	加热到 $Ac_3+30\sim50$℃，保温≥30 min，空冷	330	200	33	60	—	131①
2	ML10		340	210	31	55	—	137①
3	ML15		380	230	27	55	—	143①
4	ML20		420	250	25	55	—	156①
5	ML25		460	280	23	50	—	170①
6	ML30		500	300	21	50	—	179①
7	ML35		540	320	20	45	—	187①
8	ML40		580	340	19	45	—	187
9	ML45		610	360	16	40	—	197
10	ML25Mn		460	280	23	50	—	—
11	ML30Mn		500	300	21	50	—	—
12	ML35Mn		540	320	20	45	—	—
13	ML40Mn		580	340	19	45	—	187
14	ML45Mn		610	360	16	40	—	197
15	ML15Cr	淬火：①880℃，②800℃，水、油冷 回火：200℃水、空冷	700	500	10	45	70	179
16	ML20Cr		800	600	10	40	60	179
17	ML40Cr	850℃油淬 520℃回火，水、空冷	1 000	800	9	45	60	207
18	ML15MnB	880℃水淬 200℃回火，水、空冷	1 150	950	9	45	70	—
19	ML15MnVB	880℃油淬 200℃回火，水，空冷	1 100	900	10	45	70	207①
20	ML20MnTiB	860℃水淬 200℃回火，水，空冷	1 150	950	10	45	70	187
21	ML30CrMo	880℃油淬 540℃回火，水、油冷	950	800	12	50	80	239
22	ML35CrMo	850℃水淬 560℃回火，水，油冷	1 000	850	12	45	80	229
23	ML42CrMo	850℃水淬 560℃回火，水，油冷	1 100	950	12	45	80	217

① 为热轧状态硬度。

编写：卫英慧（太原理工大学）
侯利锋（太原理工大学）
侯增寿（太原理工大学）

第 2 章　非铁金属的热处理

非铁金属也称有色金属。非铁金属的产量占世界金属材料产量的 5%，但却有钢铁材料无可比拟的作用。相比之下，在力学性能方面，虽然多数非铁金属的强度不及钢铁，但塑性较好；典型非铁金属钛和铝及其合金密度小，比强度远高于钢铁；非铁金属又具有优良的物理和化学性能，如钛合金的耐蚀性优于不锈钢，铜和铝的导电性及导热性高于铁合金。正是基于以上特性，非铁金属得到广泛的使用，并在某些领域，在现有条件下是不可取代的。

表 5.2-1 给出了按金属性能进行的非铁金属的分类，表 5.2-2 给出了常用非铁金属及合金。

表 5.2-1　非铁金属的分类

分类名称		说　明
非铁轻金属		指密度不大于 4.5 g/cm³ 的金属，包括铝、镁、钛、钾、钠、钙、锶、钡等。化学性质活泼，提取工艺复杂，开发较晚，常用于轻质材料，有时也用作金属热还原剂。铝和钛是其中两种最重要的金属
非铁重金属		指密度大于 4.5 g/cm³ 的金属。包括铜、铅、锌、镍、钴、锡、锑、汞、镉等。密度大，化学性质稳定，开发应用也较早
重金属		包括金、银和铂族元素。其特点是密度大，化学性质稳定，在地壳中含量较少，开发和提取比较困难，价格昂贵。主要用于电子、航天、宇航、核能等现代工业。其中金、银在人类发展史上扮演重要角色
稀有金属	稀有轻金属	包括锂、铍、铷、铯。密度在 0.53～1.9 g/cm³之间，化学性质活泼
	稀有高熔点金属	包括钨、钼、钒、钽、铌、锆、铪等。熔点高，在 1 700～3 400℃，硬度大，耐蚀性强
	分散金属	包括镓、铟、锗、铊等。由于这些元素在地壳中分布分散，故不能形成独立的矿物和矿产。产量低，产品纯度高，性能独特
	稀土金属	包括镧系金属及性质与之相近的钪和钇。这类金属原子结构相同，物理化学性质相近，几乎能与所有金属作用。其提纯比较困难
	稀有放射性金属	包括天然放射性元素钋、镭、锕、铀等和人造铀元素。这些元素在矿石中共存，具有强烈的放射性，是核能工业的主要原料
半金属		半金属包括硅、硼、硒、碲、砷等。物理化学性质介于非金属和金属之间。是半导体器件的主要材料

表 5.2-2　常用的非铁金属及其合金

分类名称		说　明
纯金属		铜、铝、镁、钛、锌、铅、锡、镍等
铜	黄铜	普通黄铜（铜锌合金）
		特殊黄铜：铝黄铜、硅黄铜、锰黄铜、锡黄铜
	青铜	锡青铜（铜锡合金）
		特殊青铜（无锡青铜）：铝青铜、铍青铜、硅青铜等
	白铜	普通白铜（铜、镍合金）
		特殊白铜：锰白铜、铁白铜、锌白铜
铝合金	变形铝合金	防锈铝
		硬铝
		超硬铝
		锻铝
	铸造铝合金	铝硅合金、铝铜合金、铝锌合金、铝稀土合金
钛合金	α 钛合金	合金元素为铝和锡
	β 钛合金	合金元素为 铁、铜、镁、锰等 β 相稳定元素
	α+β 钛合金	主要合金元素为铝、钒、锡等。
镁合金		镁锌合金、镁铝锌合金等
镍合金		镍硅合金、镍锰合金、镍铬合金、镍铜合金
锌合金		锌铜合金、锌铝合金
铅合金		铅锑合金
轴承合金	铅基轴承合金	铅锡轴承合金、铅锑轴承合金
	锡基轴承合金	锡锑轴承合金
硬质合金		钨钴合金、钨钴钛合金、铸造碳化钨

1　铝及铝合金的热处理

1.1　铝及铝合金

1.1.1　纯铝

纯铝具有高的导热性、导电性和抗腐蚀性能，密度低，易于加工成形。但强度低，一般不用做承力件。表 5.2-3 给出了纯铝的主要物理性能，表 5.2-4 给出了纯铝的纯度和杂质含量。

表 5.2-3　纯铝的主要物理性能和力学性能

原子序数	13
相对原子质量	26.981 5
点阵常数（FCC）/nm	0.404 95
密度（25℃）/$g \cdot cm^{-3}$	2.698
原子直径/nm	0.286
熔点/℃	660.24
沸点/℃	2 467
热导率（0～100℃）/$W \cdot (m \cdot K)^{-1}$	22.609
电阻系数（20℃）/$\mu\Omega . mm^2 \cdot m^{-1}$	2.67
热胀系数（20～100℃）/$℃^{-1}$	23.8×10^{-6}
σ_b/MPa	80～100
$\sigma_{0.2}$/MPa	30～50
δ/%	35～40

铝与氧有极高的化学亲和力，在室温下能形成致密的 Al_2O_3 保护膜，可防止进一步氧化，因此在大气中具有很强的防腐蚀能力。但由于 Al_2O_3 是具有酸、碱两性的氧化物，在酸碱中都溶解，因此在硫酸、盐酸、碱、盐和海水中均不稳定。纯铝具有良好的低温性能，温度降低，强度和塑性升高。

1.1.2　变形铝合金

按热处理可以分为可热处理强化的合金和不可热处理强化的合金；按特点和用途可以分为硬铝、超硬铝、防锈铝、锻铝和铝锂合金。

硬铝　以 Al-Mg-Cu 系为主，具有强烈的时效硬化能力。其特点为具有较高的室温强度和耐热性，但耐腐蚀和可焊性能较差。

超硬铝　以 Al-Zn-Mg-Cu 系为主，在变形铝合金中强度最高。但应力腐蚀倾向大，热稳定性差。

表 5.2-4　纯铝的纯度和杂质含量（质量分数）　%

类　别	牌　号	Al≥	Fe≤	Si≤	Fe + Si≤	Cu≤	其他≤	杂质总合
工业高纯铝	1A99/LG5	99.99	0.003 0	0.002 5	—	0.005	—	0.010
	1A97/LG4	99.97	0.015	0.015	—	0.005	—	0.03
	1A93/LG3	99.93	0.04	0.04	—	0.01	—	0.07
	1A90/LG2	99.90	0.06	0.06	—	0.01	—	0.10
	1A85/LG1	99.85	0.10	0.08	—	0.01	—	0.15
工业纯铝	1 070A/L1	99.7	0.16	0.16	0.26	0.01	—	0.30
	1 060/L2	99.6	0.25	0.20	0.36	0.01	—	0.40
	1 050A/L3	99.5	0.30	0.30	0.45	0.015	—	0.50
	1 035/L4	99.3	0.35	0.40	0.60	0.05	—	0.70
	1 200/L5	99.0	0.50	0.50	0.90	0.05	—	1.0

注：牌号中/前为新牌号，后为旧牌号。

锻铝　以 Al-Mg-Si 为主，具有好的冷、热加工性能和焊接性能和抗蚀性能，适合用于航空各种锻件。

防锈铝　抗蚀性能好，易于加工成形和焊接。不可热处理强化，强度低，适于制作腐蚀环境下的零件。

在国家新标准 GB/T 3190—1996 规定了新的采用国际标准的四位数字体系表达牌号。第一位数字表示铝及合金的组别，1 为纯铝，2 为以铜为主要合金元素的铝合金，3 则表示以锰为主要元素，4 对应硅，5 对应镁，6 对应镁和硅，7 对应锌，8 对应其他合金元素，9 为备用一组。第二位若为字母，则表示原始纯铝或原始合金的改型情况，A 表示为原始铝或合金，B 表示已改型；若为数字，则表示合金元素或杂质极限含量的控制情况，0 表示其杂质极限含量无特殊限制，标准中的 1-9 表示对一项或一项以上的单个杂质或合金元素极限含量进行特殊控制。最后两位数字仅用来识别同一组中不同合金或铝的纯度。在国家原标准 GB/T 3190—1982 中铝合金命名规定如下：硬铝的牌号为 LY 字头及合金序号；超硬铝的牌号为 LC 字头加合金序号；锻铝的牌号由 LD 为字头与合金顺序号组成；防锈铝牌号为 LF 字头加合金序号。为便于查阅，对同一合金，本章同时给出了新旧牌号以供对比。常用的变形铝合金的牌号、化学成分及用途列于表 5.2-5。作为热处理的基础，常用的铝铜、铝锌、铝镁、铝硅、铝锂合金相图由图 5.2-1 给出。

表 5.2-5　常用的变形铝合金的牌号、化学成分

分　类	牌　号	化学成分（质量分数）/%							
		Cu	Mg	Mn	Zn	Cr	Fe	Si	其　他
硬铝合金	2A02/LY2	2.6～3.2	2.0～2.4	0.45～0.7	0.1	—	0.30	0.30	
	2A06/LY6	3.8～4.3	1.7～2.3	0.5～1.0	0.1	—	0.50	0.50	0.001～0.005Be/0.03～0.15Ti
	2A10/LY10	3.9～4.5	0.15～0.30	0.3～0.5	0.10	—	0.20	0.25	0.15Ti
	2A11/LY11	3.8～4.8	0.4～0.8	0.4～0.8	0.30	0.10Ni	0.7	0.7	0.15Ti
	2A12/LY12	3.8～4.9	1.2～1.8	0.3～0.9	0.30	0.10Ni	0.50	0.50	0.10Ti
	2A16/LY16	6.0～7.0	0.05	0.4～0.8	0.10	—	0.30	0.30	0.1～0.2Ti 0.20Zr
	2A17/LY17	6.0～7.0	0.25～0.45	0.4～0.8	0.10	—	0.30	0.30	0.1～0.2Ti

续表 5.2-5

分 类	牌 号	化学成分（质量分数）/%							
		Cu	Mg	Mn	Zn	Cr	Fe	Si	其 他
超硬铝合金	7A03/LC3	1.8～2.4	1.2～1.6	0.10	6.0～6.7	—	0.2	0.2	0.02～0.08Ti
	7A04/LC4	1.4～2.0	1.8～2.8	0.2～0.6	5.0～7.0	0.1～0.25	0.5	0.5	
锻铝合金	6A02/LD2	0.2～0.6	0.45～0.9	0.15～0.35	0.20	—	0.5	0.5～0.2	0.15Ti
	2A50/LD5	1.8～2.6	0.4～0.8	0.4～0.8	0.30	—	0.7	0.7～1.2	0.1Ni，0.15Ti
	2B50/LD6	1.8～2.6	0.4～0.8	0.4～0.8	0.30	0.01～0.2	0.7	0.7～1.2	0.02～0.1Ti
	2A70/LD7	1.9～2.5	1.4～1.8	0.2	0.30	0.90～1.5Ni	0.9	1.5～0.35	0.02～0.1Ti
	2A80/LD8	1.9～2.5	1.4～1.8	0.2	0.30	0.90～1.5Ni	1.0～1.6	0.5～1.2	0.15Ti
	2A90/LD9	3.5～4.5	0.4～0.8	0.2	0.3	1.8～2.3Ni	0.5～1.0	0.5～1.0	0.15Ti
	2A14/LD10	3.9～4.8	0.4～0.8	0.4～1.0	0.3	0.1Ni	0.7	0.6～1.2	0.15Ti
防锈铝合金	5A02/LF2	0.10	2.0～2.8	0.15～0.4	—	—	0.4	0.4	0.15Ti
	5A03/LF3	0.10	3.2～3.8	0.3～0.6	0.20	—	0.5	0.5～0.8	0.15Ti
	5A05/LF5	0.10	4.8～5.5	0.3～0.6	0.20	—	0.5	0.5	—
	5A06/LF6	0.10	5.8～6.8	0.5～0.8	0.20	—	0.4	0.4	0.000 1～0.005Be 0.02～0.1Ti
	5B05/LF10	0.20	4.7～5.7	0.2～0.6	—	—	0.4	0.4	0.15Ti

注：牌号中，/前部分为新牌号（GB/T 3190—1996），/后面部分为旧牌号（GB/T 3190—1982），为便于使用，两种牌号均给出。

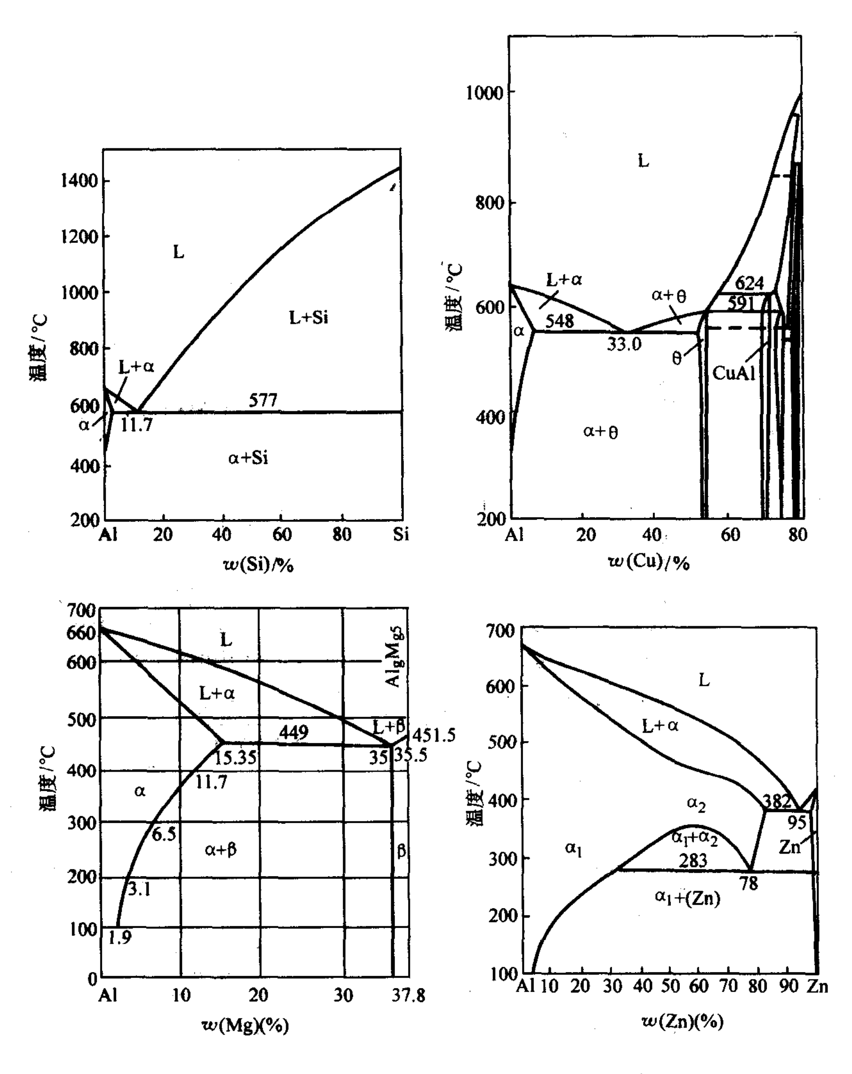


图 5.2-1 铝硅、铝铜、铝镁和铝锌合金相图

1.1.3　铸造铝合金

铸造铝合金可以分为铝硅合金、铝铜合金、铝镁合金和铝锌合金。有关分类、特点和用途见表 5.2-6 。化学成分见表 5.2-7。

表 5.2-6　铸造铝合金的分类、特点和用途

类别	代号	主要特点	用途举例
铝硅合金	ZL101	耐蚀性、力学性能和铸造工艺性能良好，线收缩小，可自然时效，易气焊，可进行变质或不变质处理	形状复杂的砂型、金属型和压力铸造零件，如飞机零件、仪器零件、抽水机壳体等
	ZL102	耐蚀性和铸造工艺性能良好，易气焊，强度低，不能热处理强化，在铸件壁厚处易出现气孔，需变质处理	形状复杂的砂型、金属型和压力铸造零件，仪器壳体、抽水机壳体等零件
	ZL104	铸造工艺性能良好，强度高，焊接性能、切削性能和耐蚀性一般，易出现气孔	形状复杂的砂型、金属型和压力铸造零件，发动机机匣、汽缸体 200℃以下工作的零件
	ZL105	强度高，且可热处理强化，切削性能好于 ZL104，塑性稍差，焊接性能、切削性能和耐蚀性一般	形状复杂的砂型、金属型和压力铸造零件，如风冷发动机的汽缸头、机匣等在 225℃以下工作的零件
	ZL109	强度高，耐磨性好，膨胀系数小，气密性好，但切削性能差	活塞等较高温度下工作的零件
	ZL110	铸造性能好，焊接性能、切削性能一般，耐蚀性差，可热处理强化	砂型和金属型铸造的活塞或其他高温下工作的零件
铝铜合金	ZL201	焊接性能、切削性能好，但铸造性能差，有热裂和疏松倾向，气密性差	砂型铸造，175～300℃下工作的零件，如支臂、挂架梁
	ZL203	切削性能好，但铸造性能差，有热裂和疏松倾向，气密性一般	砂型铸造的承受中等载荷及形状比较简单的零件，如托架和工作温度不超过 200℃要求切削性能的零件
铝镁合金	ZL301	强度高、密度小，切削性能和耐蚀性能好，焊接性能一般，铸造性能差	砂型铸造的在大气或海水中工作的零件，如承受大振动载荷工作温度不超过 150℃的零件
	ZL302	焊接性能、切削性能好，铸造性能一般，易抛光	腐蚀介质作用下的中等载荷零件，如海轮配件、零件和各种壳体
铝锌合金	ZL401	焊接性能、切削性能及铸造性能良好，耐蚀性低，密度高，强度高	压力铸造零件，形状复杂的汽车和飞机零件

表 5.2-7　铸造铝合金化学成分（质量分数）　%

牌号	Cu	Mg	Mn	Si	Zn	Ti	Sn	其他
ZL101	≤0.20	0.20～0.40	≤0.50	6.50～7.50	≤0.30	≤0.15	≤0.01	
ZL101A	≤0.10	0.20～0.45	≤0.10	6.50～7.50	≤0.10	0.50～0.20	≤0.05	
ZL102	≤0.30	≤0.10	≤0.50	10.0～13.0	≤0.10			
ZL104	≤0.10	0.17～0.30	0.20～0.50	8.0～10.5	≤0.30	≤0.15	≤0.01	
ZL105	1.00～1.50	0.40～0.60	≤0.50	4.50～5.50	≤0.30	≤0.15	≤0.01	
ZL201	4.50～5.30	≤0.05	0.60～1.00	≤0.30	≤0.20	0.15～0.35		
ZL210A	4.80～5.30	≤0.05	0.60～1.00	≤0.10	≤0.10	0.15～0.35		
ZL204A	4.60～5.30	≤0.05	0.60～0.90	≤0.06	≤0.10	0.15～0.35		Cd 0.15～0.25
ZL205A	4.60～5.30	≤0.06	0.30～0.50	≤0.06	≤0.05	0.15～0.35		Cd 0.15～0.25
ZL207	3.00～3.40	0.15～0.25	0.90～1.20	1.60～2.00	≤0.20	0.15～0.25		
ZL303	≤0.10	4.50～5.50	0.10～0.40	0.80～1.30	≤0.20	≤0.20		
ZL401	≤0.60	0.10～0.30	≤0.50	6.00～8.00	7.0～12.0			

注：余量为铝。

1.2　变形铝合金的退火

变形铝合金的退火主要包括去应力退火、再结晶退火和均匀化退火等几种类型。其中均匀化退火多用于铸锭和铸件等。

1.2.1　去应力退火

铸件、焊接件、切削加工件和变形加工件往往有较大的残余应力。残余应力的存在造成合金组织与性能的稳定性下降，同时应力腐蚀倾向显著增加，而且合金零件易超差变形。因此必须进行去应力退火。去应力退火本质是一个回复的过程。去应力退火温度的选择需要慎重：如果加热温度过低，需要较长的保温时间，才能较充分消除残余应力；加热温度过高，导致强度下降较多。去应力退火的温度低于再结晶开始温度，保温后缓慢冷却。去应力退火多用于防锈铝合金和工业纯铝。表 5.2-8 给出了几种防锈铝合金的去应力退火制度。

表 5.2-8　几种防锈铝合金的去应力退火制度

牌号	退火温度/℃	保温时间/min	
		厚度 <6 mm	>6 mm
5A02/LF2	150～180	60～120	
5A03/LF3	270～300	60～120	
3A21/LF21	250～280	60～150	60～150

1.2.2 再结晶退火

再结晶退火的目的是细化晶粒，同时消除残余应力和降低合金硬度，提高塑性。再结晶退火温度选择原则：① 再结晶加热温度应在再结晶开始温度以上，保温后缓慢冷却；② 对于形状复杂的加工件宜采用较高的再结晶温度，以保证好的塑性以便进行加工；③ 如果合金要保持一定的强度和硬度，则采用较低的再结晶温度；④ 对于经热处理强化的铝合金，为消除强化和冷作硬化效应以利于继续对形状复杂的工件进行变形加工，也应选择较高的再结晶温度。

再结晶温度是再结晶退火温度选择的主要参照点。影响再结晶温度的主要因素是变形程度，变形量愈大则再结晶温度越低。设 T_m 为合金熔点（取绝对温度），再结晶退火一般为 0.7～0.8 T_m。变形铝合金和热处理强化后变形铝合金的再结晶温度见表 5.2-9 和表 5.2-10。

表 5.2-9 变形铝合金再结晶退火工艺

牌号	退火温度/℃	保温时间/min		冷却方法
		厚度<6 mm	厚度>6 mm	
工业纯铝	350～400	热透为止	30	空冷或炉冷
3A21/LF21	350～420			
5A02/LF2	350～400			
5A03/LF3	350～400			
5A05/LF5	310～335			
5A06/LF6	310～335			
2A11/LY11	350～370	40～60	60～90	炉冷
2A12/LY12	350～370			
2A16/LY16	350～370			
6A02/LD2	350～370			
2A05/LD5	350～400			
2B50/LD6	350～400			
2A14/LD10	350～370			
7A04/LC4	370～390			

注：表中所列为空气循环炉中的加热制度，对于静止空气，保温时间应按表中数据增加 1/2，盐浴加热应缩短 1/3。

表 5.2-10 热处理强化后变形铝合金的再结晶退火温度工艺

牌号	退火温度/℃	保温时间/h	说明
2A16/LY6	390～420	1～2	30℃/h 的速度冷却至 260℃后，空冷
2A11/LY11	390～420	1～2	
2A12/LY12	390～420	1～2	
2A16/LY16	390～420	1～2	
2A02/LY2	390～420	1～2	
7A04/LC4	390～430	1～2	30℃/h 的速度冷却至 150℃后，空冷

1.2.3 均匀化退火

均匀化退火在于消除合金铸锭中的晶内偏析，使合金具有良好的压力加工性能，以得到品质优良的半成品。铝合金常用的均匀化退火工艺如表 5.2-11 所示。

表 5.2-11 变形铝合金的均匀化退火工艺

合金牌号		退火温度/℃	保温时间/h	冷却方式
新	原			
5A02	LF2	440	24	空冷
5A03、5A05、5A06	LF3、LF5、LF10	460～475	12～24	空冷
3A21	LF21	510～520	4～6	空冷
2A11、2A12	LY11、LY12	480～495	12～24	炉冷
2A16	LY16	525±5	12～16	炉冷
2A50、2B50	LD5、LD6	515～530	12	炉冷
2A14	LD10	475～490	12	炉冷
7A04	LC4	450～465	12～24	炉冷

1.3 变形铝合金的固溶

固溶和时效处理是大部分变形铝合金的主要热处理工艺。铝合金的合金元素溶于铝合金中，形成以铝为基的固溶体，它们的溶解度随温度的下降而减少。将铝合金加热到较高的温度，保温后迅速冷却，得到过饱和固溶体。这个过程称为铝合金的固溶处理，其目的在于软化合金，便于在孕育期中冷压成形，为提高强度、硬度等综合性能作金相组织上的准备。

1.3.1 加热温度

固溶加热温度的选择必须使强化相最大限度溶入固溶体，同时保证不过烧。有关铝合金固溶加热温度和熔化开始温度见表 5.2-12。

表 5.2-12 变形铝合金固溶处理加热温度及熔化开始温度

牌号	加热温度/℃	熔化开始温度/℃
2A01/LY1	495～505	535
2A02/LY2	495～506	510～515
2A06/LY6	503～507	518
2A10/LY10	515～520	540
2A11/LY11	500～510	514～517
2A12/LY12	495～503	506～507
2A16/LY16	528～593	545
2A17/LY17	520～530	540
6A02/LD2	515～530	595
2A50/LD5	503～525	>525
2A70/LD7	525～595	—
2A80/LD8	525～540	—
2A90/LD9	510～525	—
2A14/LD10	495～506	509
7A03/LC3	460～470	>500
7A04/LC4	465～485	>500

1.3.2 保温时间

加热到固溶处理温度后要保温一定的时间，使工件透热，强化相充分溶解和固溶体均匀化。对于同一合金，保温时间的选择应遵循以下原则：① 对于截面大的半成品，应适当延长保温时间，大型锻件、模锻件和棒材的保温时间比薄件长数倍；② 热处理前的压力加工变形程度越大，强化相尺寸越小，越易溶解，保温时间可以适当缩短；注意：冷变形的工件在加热过程中要发生再结晶，注意防止再结晶晶粒的长大；对于挤压制品，保温时间不宜过长，以保持挤压

效应；③ 对固溶时效的工件，进行重复固溶加热时保温时间较短，反之对于完全退火的合金保温时间较长，后者的保温时间是前者的两倍。表 5.2-13 和表 5.2-14 分别列出了铝合金在盐浴炉和空气中加热固溶的时间。

表 5.2-13　几种变形铝合金在盐浴炉中的固溶保温时间

合金牌号	板材厚度，棒材直径/mm	保温时间/min	板材厚度，棒材直径/mm	保温时间/min
2A06/LY6 2A11/LY11 2A12/LY12 包铝板材	0.3~0.8	9	6.1~8.0	35
	1.0~1.5	10	8.1~12.0	40
	1.6~2.5	17	12.1~25.0	50
	2.6~3.5	20	25.1~32.0	60
	3.6~4.0	27	32.1~38.0	70
	4.1~6.0	32		
2A11/LY11 2A12/LY12 不包铝板材	0.3~0.8	12	2.6~3.5	30
	0.9~1.2	18	3.6~5.0	35
	1.3~2.0	20	0.1~6.0	50
	2.1~2.5	25	>6.0	60
6A02/LD2 7A04/LC4 不包铝板材	0.3~0.8	9	3.1~3.5	27
	1.0~1.5	12	3.6~4.0	32
	1.6~2.0	17	4.1~5.0	35
	2.1~2.5	20	5.1~6.0	40
	2.6~3.0	22	>6.0	60

表 5.2-14　几种变形铝合金在空气炉中的固溶保温时间

制品种类	棒材、型材直径 型材锻件厚度/mm	保温时间/min	
		制品长度 小于 13 m	制品长度 大于 13 m
棒材型材	<3.0	30	45
	3.1~5.0	45	60
	5.1~10.0	60	75
	10.1~12.0	75	90
	12.1~30.0	90	100
	30.1~40.0	105	135
	40.1~60.0	150	150
	60.1~100.0	180	180
	>100.0	210	210
2B11/LY8、线材		60	
锻件	<30.0	75	
	31~50	100	
	51~100	120~150	
	101~150	180~210	

1.3.3　冷却

铝合金淬火一方面要有足够的速度以防止粗大过剩相的析出，另一方面冷却速度过大，可能产生较大的内应力从而使零件畸变和开裂。因此控制冷却速度是非常重要的。控制冷却速度重要从控制淬火转移时间和选择适宜的淬火介质两方面入手。

(1) 淬火冷却介质和冷却方式

1) 水温调节淬火　水是铝合金常用的淬火介质。不同温度的水具有不同的冷却能力。常温下的水具有最大的冷却能力，冷速可以达到 750℃/s。有时需要用调节水温的方法调节冷却速度。在生产中水温一般应保持在 10~30℃范围内，对于形状复杂的大型工件，水温可以升到 30~50℃，有时可以达到 80℃以防止零件的畸变和开裂。

2) 聚合物水溶液淬火　作为铝合金淬火介质的聚合物水溶液有近 20 种，包括聚乙烯醇、聚醚、聚氯乙烯等。该类物质的特点：① 聚合物水溶液的冷却速度介于室温水和沸水之间；② 具有逆溶性，当灼热工件淬入其中时，工件周围的液温急剧上升，聚合物从水中析出，并在工件表面形成连续均匀的保护膜；随工件温度降低，生成的这一层膜又溶解，使工件在低温时冷却加速。因此聚合物水溶液具有使工件在高温和低温具有相对均匀的冷却速度，有效地减小了工件由于冷却不均匀而造成的畸变现象。

3) 液-气雾化介质淬火　一般的液束喷射冷却淬火，冷却速度大于浸没冷却淬火。液-气雾化介质冷却淬火，可以使工件冷却速度较为平缓，并且可以在很大范围内实现调节。一般的雾化设备有水压系统和空压系统组成。高压气体使液束碎化成雾，形成液-气雾联合喷在灼热的工件表面上。这时没有明显的气膜冷却、泡沸腾冷却和对流冷却三个阶段。这样工件在整个温度范围内能相对均匀冷却。采用液-气雾化介质淬火需要控制的参数有喷水压力和流量，气压和气流量、喷射的均匀程度。不同参数的配合可以得到不同的淬火效果。如水压力和流量大而气压和气流量小，则冷却速度大，反之冷却速度小。喷嘴离工件的距离也是重要的参数。

4) 分级淬火　为了减小或避免淬火时零件产生畸变，可以采用分级淬火的方法，先在温度较高的介质中短时保温后在室温水中冷却。对 LY16 合金进行一次淬火和分级淬火，力学性能表明两种工艺下的力学性能基本相同，但分级淬火的畸变明显减少。注意分级淬火的盐浴槽应比同时放入的锻件总体大 20 倍。

(2) 淬火转移时间

如果工件从加热炉转移到淬火槽的时间过长，则过饱和固溶体在转移过程中发生析出，导致合金时效后强度下降，抗蚀性能变坏。铝合金厚度小于 4 mm 时，淬火转移时间小于 30 s，成批工件同时淬火，转移时间可以增长，硬铝和锻铝合金可以增加到 20~30 s，超硬铝可以增加到 25 s。

综上所述，表 5.2-15 给出了几种铝合金常见的淬火工艺。

表 5.2-15　常用合金的淬火工艺

牌号		2A12 2A14 2B11	2A12 2B12	2A50 2A90	2A16	7A03	7A04
		原 LY12 LYD10 LY8	LY12 LY9	LD5 LD9	LY16	LC3	LC4
温度/℃		500±5	495±5	515±5	535±5	465±5	475±5
厚度/mm		≤1.0	1.1~2.5	2.6~5	5.1~10	10.1~20	>20
保温时间/min	循环空气炉	5~10	10~20	20~30	30~40	40~50	1.5 min/mm+20 min
	硝盐炉	3~5	5~10	10~15	11~20	20~25	0.7 min/mm+10 min

1.4　变形铝合金的时效

变形铝合金的时效可以分为自然时效和人工时效两种。

淬火获得的过饱和固溶体处于不平衡状态，有发生分解和析出第二相的自发倾向。如果合金在常温下便开始进行这种析出过程，称为自然时效。自然时效由于温度低，一般只完成析出的初始阶段。如果合金在温度升高，原子活动能力增强才开始进行时效，称为人工时效。

图 5.2-2 给出了两种铝合金的自然硬化曲线，表 5.2-16 给出了几种铝合金自然时效和人工时效的结果。

1.4.1　一般时效

时效硬化曲线是制定时效工艺的重要的参考数据。图 5.2-3 给出了几种合金的时效硬化曲线。从时效硬化曲线可以看出，自然失效硬化曲线分为三个阶段，第一阶段强度变化不大，第二阶段合金强度随时间的延长而上升；第三阶段，合金强度基本达到稳定；人工时效硬化曲线有一强度峰值。超过峰值温度后，加热温度越高，强度峰值越低，出现峰值所用的时间越短；人工时效后合金塑性随强度的上升明显降低。硬铝一般采用自然时效，其他合金一般在人工时效状态下使用。

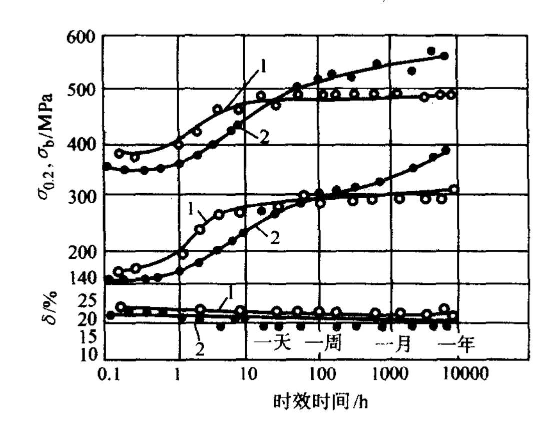


图 5.2-2　2024（曲线 1）和 7075（曲线 2）合金时效硬化曲线

表 5.2-16　铝合金时效工艺及性能

工艺	自然时效				人工时效				
牌号	2A11（LY11）	2A12（LY12）	2A16（LY16）	6A02（LD2）	2A06（LY6）	6A02（LD2）	2A14（LD10）	2A50（LD6）	2A16（LY16）
温度/℃	室温	室温	室温	室温	95 ~ 105	150 ~ 185	175 ~ 185	160 ~ 170	165 ~ 175
时间/h	96 ~ 144	96 ~ 144	96 ~ 144	96 ~ 144	3	12 ~ 15	5 ~ 8	12 ~ 15	10 ~ 16
δ_b/MPa	380	520	460	220	540	330	480	420	400
δ/%	15	12	15	22	10	16	10	13	10
硬度　HBS		131	105	65	—	95	135	105	—

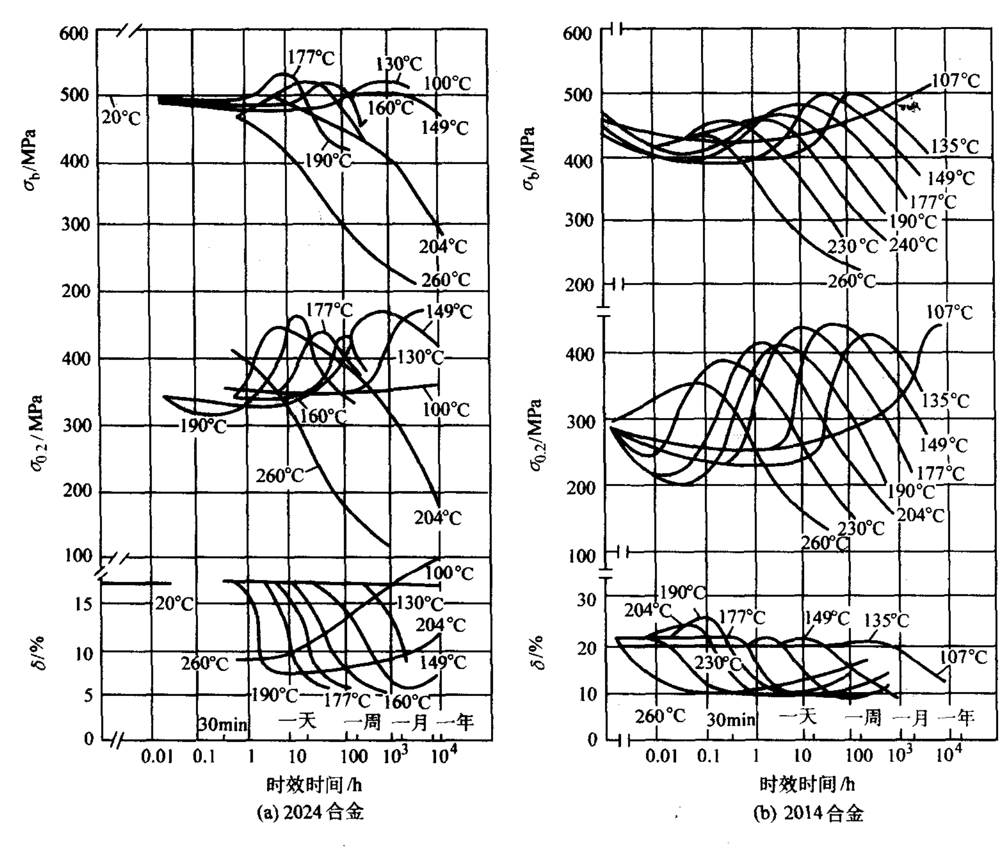
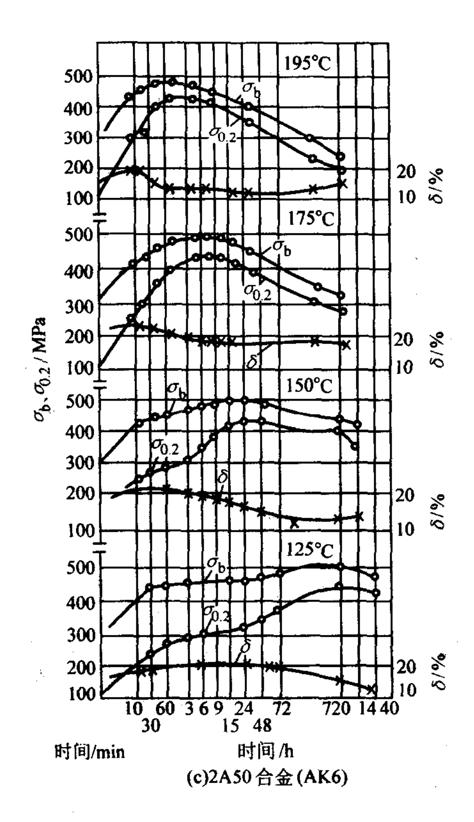


图 5.2-3　几种铝合金时效硬化曲线



(c)2A50 合金(AK6)

续图 5.2-3

时效温度和时间应该严格控制。时效温度低，时间短，强度达不到峰值，称为欠时效；温度过高或时间过长，合金强度下降，为过时效。常见的变形铝合金的时效制度见表 5.2-18。

1.4.2 分级时效

分级时效是指将工件在不同温度进行两次或多次时效。分级时效后组织均匀，拉伸性能、疲劳性能和断裂性能能够获得良好的配合。多用于 Al - Zn - Mg 和 Al - Zn - Mg - Cu 合金。分级时效一般分为两个阶段：预时效和终时效。每种铝合金都存在自己的 G.P 区和过渡相的存在温度范围，因此存在一个临界温度 T_c，低于此临界温度，亚稳相存在，高于临界温度就溶解或析出。一般预时效温度 T_1 低于 T_c，终时效温度 T_2 高于 T_c。预时效时形成高密度和均匀的 G.P 区，这些作为随后时效析出的核心，可以控制基体析出相的弥散度、晶界析出相的尺寸以及晶界无析出带的宽度。高温终时效可以调整析出相的结构、尺寸和分布，在保证强度的条件下提高断裂韧度和抗应力腐蚀性能。表 5.2-17 给出单级时效和分级时效对 7A04 合金应力腐蚀的影响。

表 5.2-17 单级时效和分级时效对 7A04 (LC4) 合金应力腐蚀的影响

牌号	品种	时效制度	σ_b /MPa	$\sigma_{0.2}$ /MPa	δ/%	应力腐蚀断裂时间/h
7A04/LC4	板	120℃/24 h	600	547	12	58
	板	120℃/24 h + 170℃/8 h	574	518	10	1 500 未断

常见变形铝合金的时效制度见表 5.2-18。

1.4.3 回归再时效

对于时效态的铝合金，在较低的温度下短时保温，使强度和硬度下降，恢复到淬火的水平，再进行时效处理，获得人工时效的强度和分级时效的应力腐蚀性能的良好配合，这种工艺称回归再时效。表 5.2-19 给出了 7050 合金（淬火 + 人工时效）进行不同处理后得到的力学性能的比较。可见经

表 5.2-18 常见变形铝合金的时效制度

合金牌号	制品种类	时效温度/℃	时效时间/h
2A02/LY2	管、棒及型材，锻件	165 ~ 170	16
2A06/LY6	板材	室温	≥96
	板材	125 ~ 135	10
2A11/LY11	板材	室温	≥96
2A12/LY12	板材	室温	≥96
2A16/LY16	板材	160 ~ 170	14
	管、棒及型材	165 ~ 170	16
2A17/LY17	板材	室温	≥96
7A04/LC4	板材	125 ~ 135	16
	管、棒及型材	138 ~ 143	16
	锻件	130 ~ 140	16
7A09/LC9	板材	125 ~ 135	16
7A10/LC10	板材	125 ~ 135	16
	线材	150 ~ 160	8
2A50/LD5	板材	室温	≥96
	管、棒及型材	150 ~ 155	3
	锻件	153 ~ 160	6 ~ 12
2B50/LD6	管、棒及型材	150 ~ 155	3
	锻件	153 ~ 160	6 ~ 12
2A70/LD7	管、棒及型材	185 ~ 190	8
	锻件	185 ~ 190	10 ~ 11

续表 5.2-18

合金牌号	制品种类	时效温度/℃	时效时间/h
2A80/LD8	管、棒及型材	170～175	8
	锻件	160～180	8～12
2A90/LD9	管、棒及型材	165～170	8
2A14/LD10	板材	室温	≥96
	板材	155～165	12
	管、棒及型材	150～155	8
6A02/LD2	管、棒及型材	155～160	8
	锻件	150～165	8～15
	板材	室温	240～360

回归再时效后抗拉强度比淬火人工时效有轻微下降，但屈服强度上升，应力腐蚀抗力与分级时效状态相当，回归再时效处理取得了力学性能与防腐性能俱佳的综合结果。几种硬铝合金的回归处理制度见表 5.2-20。

表 5.2-19 7050 铝合金不同工艺处理后性能对比

热处理制度		σ_b/MPa	$\sigma_{0.2}$/MPa	δ/%	应力腐蚀断裂时间/h
热处理	工艺				
淬火＋时效	477℃/30 min＋120℃/24 h	565.46	509.60	13.3	83
淬火＋分级时效	477℃/30 min＋120℃/6 h＋177℃/8 h	466.88	371.42	15.4	720 未断
淬火＋时效＋回归再时效	477℃/30 min＋120℃/24 h＋200℃/8 min（油冷）＋120℃/24 h	541.94	523.32	14.8	720 未断

表 5.2-20 几种硬铝合金的回归处理制度

合金牌号	2A11/LY11	2A12/LY12	2A06/LY6
回归处理温度/℃	240～250	265～275	270～280
回归处理时间/s	20～45	15～30	10～15

1.5 变形铝合金的其他热处理

1.5.1 形变热处理

形变热处理是将变形与热处理在一起，可以有效改善析出相的分布及合金的微观组织结构，获得较高的强度、韧性以及应力腐蚀抗力。

铝合金的形变热处理可以分为两类：最终形变热处理和中间形变热处理。最终形变热处理已经取得了一定的应用。它是在热处理工序之间进行一定量的塑性变形，具体形式如下：①淬火＋冷变形＋终时效；②淬火＋预时效＋冷变形＋终时效。③淬火＋终时效＋冷变形；④淬火＋自然时效＋变形＋人工时效。塑性变形过程为过渡相的非均匀形核提供了更多的位置，使过渡相分布更加弥散。在提高强度的前提下，使强度、韧性、疲劳性能和应力腐蚀性能得到很好的配合。同时塑性变形还可以加速时效过程和提高合金的高温力学性能。中间变形热处理要求铸造后及在接近再结晶温度下热态压力加工后立即进行热处理，以保存热加工组织，改善合金的韧性和应力腐蚀性能。但由于在热加工工序之间再增加设备和工序，因此没有得到广泛应用。表 5.2-21 给出 Al-4.5Cu-1.5Mg-0.56Mn-0.33Fe-0.14Si 合金板材在各种变形热处理条件下的力学性能。

表 5.2-21 Al－4.5Cu－1.5Mg－0.56Mn－0.33Fe－0.14Si 合金板材在各种变形热处理条件下的力学性能

热处理工艺	σ_b/MPa	$\sigma_{0.2}$/MPa	δ/%
190℃×10 h	486	402	14.5
40％塑性变形，190℃×2 h 时效	582	562	6.6
140℃×8 h，40％塑性变形，140℃×8 h	609	546	11.4
140℃×8 h，40％塑性变形 180℃×8 h	561	518	12.6

1.5.2 稳定化热处理

稳定化处理可以通过消除工件的残余应力，稳定其微观组织结构，从而达到尺寸稳定的目的。稳定化处理对仪表零件，尤其是惯性器件具有重要的意义。稳定化处理工艺具体由稳定化时效和高、低温循环处理工艺等。

稳定化时效工艺比较常见。在该工艺中，时效温度高于正常时效温度。有时也采用多级时效作为稳定化处理工艺，固溶处理后进行预时效，再进行正常时效，最后进行终时效。

高、低温循环处理的稳定化工艺是一种将时效和冷处理结合反复进行的工艺。既可以降低材料的残余应力又可以保证力学性能。高温处理采用该合金的时效温度，低温多采用－70℃（干冰）和－196℃（液氮）。高、低温温差越大，应力消除越多。如 2A12（LY12）铝合金的高、低温循环工艺为：190℃（4 h）＋（－196℃，2 h）三次循环。最后一次结束于 190℃。

1.6 变形铝合金加工及热处理状态标记

1.6.1 我国变形铝合金加工及热处理状态标记

我国变形铝合金加工及热处理状态标记如表 5.2-22 所示。

表 5.2-22 我国变形铝合金加工及热处理状态标记

名称	新代号	旧代号
退火	O	M
淬火＋自然时效	T4	CZ
淬火＋人工时效	T6	CS
硬	HX8	Y
3/4 硬	HX6	Y1
1/2 硬	HX4	Y2
1/4 硬	HX2	Y4
特硬	HX9	T
热轧、热挤	H112 或 F	R

1.6.2 美国变形铝合金加工及热处理状态标记

为便于比较，将美国变形铝合金加工及热处理状态标记列入表 5.2-23 所示。

表 5.2-23　美国变形铝合金加工及热处理状态标记

代号	说　明	代号	说　明
F	原加工状态	T61	T41 + 人工时效
O	退火再结晶	T611	固溶处理，沸水淬火
W	固溶处理、不稳定状态	T62	固溶处理后人工时效
H	冷作硬化状态	T7	固溶处理后稳定化
T	固溶处理后时效。T 后第一位数字表示热处理基本类型（1－10），再后数字表示热处理细节的变化	T72	固溶处理后过时效
T1	从成形温度冷却并自然时效至大体稳定状态	T73	固溶时效处理后分级时效，强度低于 T6，抗蚀性提高
T2	退火状态（铸件）	T76	固溶处理后分级时效
T3	固溶处理，冷作后自然时效	T8	固溶处理后人工时效
T31	固溶处理冷作（1%）后自然时效	T81	固溶处理后冷作，人工时效，可改善固溶处理后的变形及改善强度
T36	固溶处理冷作（6%）后自然时效	T86	固溶处理后冷作（6%），人工时效
T37	固溶处理冷作（7%）后自然时效，用于 2219 合金	T87	T37 + 人工时效
T4	固溶处理后自然时效	T9	固溶处理后人工时效再冷作
T41	固溶处理后沸水淬火	T10	从成形温度冷却，人工时效后冷作
T411	固溶处理后空冷至室温，硬度再 O 和 T6 之间，残余应力低	TX51	为消除固溶处理后的残余应力进行拉伸处理
T42	固溶处理后自然时效，用户进行处理，强度低于 T4	TX52	为消除固溶处理后的残余应力进行压缩处理
T5	从成形温度冷却后人工时效	TX53	消除热应力
T6	固溶处理后人工时效	TX54	为消除精密铸件固溶处理后的残余应力而进行的压缩变形

1.7　铸造铝合金的热处理

1.7.1　退火

对铸件而言，比较重要的是均匀化退火。铸造铝合金在制备时，往往由于浇注冷却速度较大而出现成分偏析、不平衡共晶、第二相晶粒粗大等缺陷。这些缺陷严重弱化了材料的力学性能，影响了零件的使用。均匀化退火可以消除这些缺陷。均匀化退火的温度高于再结晶温度，接近于合金熔点温度，保温后需要缓慢冷却。对于形状比较复杂要进行切削加工的铸件有时进行去应力退火处理。

1.7.2　固溶处理及时效

铸造铝合金的固溶时效处理与变形铝合金基本类似。需要注意以下情况：①某些铸造合金元素含量较高，硬脆相数量较多。为保证合金有足够的塑性、韧性，采用欠时效处理；②某些需要尺寸稳定性高的铸件，可以采用过时效或稳定化时效，或高、低温循环处理。

常见铸造铝合金的热处理类型见表 5.2-24，热处理规范和力学性能见表 5.2-25。

1.7.4　铸件热处理应注意的问题

对于形状简单的薄壁零件可以在盐浴中加热，但 Al－Mg 系合金应避免在硝盐中加热，以避免爆炸。对于形状复杂的零件，应缓慢加热。如发动机机匣和汽缸加热速度应小于 3℃/min，加热至淬火温度的时间应小于 2 h。

表 5.2-24　铸造铝合金热处理类型及代号

代号	热处理类型	工艺特点	目的和应用
T1	不固溶处理，人工时效	铸造后快冷，后直接人工时效	改善切削性能，提高表面质量
T2	退火		消除残余应力，提高合金塑性
T4	固溶处理自然时效		提高零件强度和耐蚀性
T5	固溶处理，不完全时效	淬火后进行短时间时效或温度较低的时效	具有一定的强度和塑性
T6	固溶处理，充分时效		得到高的强度
T7	淬火，稳定化回火	时效温度比 T5、T6 高，接近零件的工作温度	较高的组织稳定性和尺寸稳定性
T8	淬火，软化回火	时效温度比 T7 高	降低硬度，提高塑性

表 5.2-25　常见铸造铝合金的热处理规范和力学性能

合金代号	热处理状态	固溶处理			时效			力学性能			零件工作条件及要求
		加热温度/℃	保温时间/h	冷却	加入温度/℃	保温时间/h	冷却	σ_b/MPa	HBS	δ/%	
ZL101	T4（J）	535±5	2～6	(60～100)℃水				190	50	4	高塑性
	T4（S）							180	50	4	
	T5（J）	535±5	2～6	(60～100)℃水	150±5	2～4	空冷	210	60	2	高的屈服强度和硬度
	T5（S）							200	60	2	

续表 5.2-25

合金代号	热处理状态	固溶处理			时效			力学性能			零件工作条件及要求
		加热温度/℃	保温时间/h	冷却	加入温度/℃	保温时间/h	冷却	σ_b/MPa	HBS	δ/%	
ZL101	T6（SB）	535±5	2~6	(60~100)℃水	200±5	3~5	空冷	230	70	1	高强度
	T7（SB）	535±5	2~6	(60~100)℃水	225±5	3~5		200	60	2	一定的强度和尺寸稳定性
	T8（SB）	535±5	2~6	(60~100)℃水	250±5	3~5		160	55	3	高的尺寸稳定性和塑性
ZL104	T1（JY）				175±5	5~7		200	70	1.5	中等负荷
	T6（J）	535±5	2~6	(60~100)℃水	175±5	10~15		240	70	2	高负荷
	T6（SB）							230	70	2	
ZL105	T1（SJ）				185±5	5~10		160	65	0.5	中等负荷
	T5（S）	525±5	3~5	100℃水	160±5	3~5		230	70	0.5	中等负荷
	T6（J）	525±5	3~5	(60~100)℃水	180±5	10~15		260	70	0.5	高负荷
	T7（SJ）	525±5	3~5	(60~100)℃水	240±10	3~5		200	65	1.0	高温工作
ZL107	T6	515±5	10	(60~100)℃水	155±5	10					
ZL108	T1				190~210	10~14					
	T6	515±5	3~8	(60~100)℃水	205±5	6~10	空冷				高温下工作的大负荷零件
ZL109	T1				230±5	7~9					改善加工切削性能
	T4	535±5	2~6	(60~100)℃水							高塑性
	T5	535±5	2~6	(60~100)℃水	155±5	2~7					高屈服强度和高硬度
	T6	535±5	2~6	(60~100)℃水	225±5	7~9					高屈服强度和高硬度
	T7	535±5	2~6	(60~100)℃水	250±5	2~4					
ZL201	T4（S）	535±5	5~9	(60~100)℃水				300	70	8	分级加热
	T5（S）	535±5	5~9	(60~100)℃水	175±5	3~5	空冷	340	80	4	分级加热高强高温工作
ZL202	T6（S）	510±5	12	60~100℃水	155±5	10~14				5	高屈服强度和高硬度
	T6（J）	510±5	12	(60~100)℃水	175±5	7~14					
	T2				290±5	3					消除残余应力，要求尺寸稳定性
	T7	515±5	3~5	(80~100)℃水	200~250	3					高温工作
ZL203	T4	515±5	10~15	(60~100)℃水				220	65	8	高强高塑性
	T5	515±5	10~15	(60~100)℃水	150±5	2~4		250	80	5	高强高硬度
ZL301	T4	435±5	8~20	(80~100)℃水				350	80	10	

注：J—金属型；S—砂型；B—不变质。

1.8 铝合金的热处理缺陷

铝合金的热处理缺陷有过烧、裂纹、畸变、腐蚀、气泡、粗晶、表面变色和力学性能不合格等。有关的缺陷特征和产生原因及消除方法如下。

1.8.1 过烧

严重过烧时工件会发生翘曲，表面存在结瘤和气泡。对于LY12合金，轻微过烧时，界面变粗发毛，此时强度和塑性都有所提高；严重过烧时呈现液相和过烧三角形，强度和塑性均有降低；对于铝硅系合金硅相呈现粗大圆球状；铝铜系合金α固溶体出现圆形共晶体；铝镁系合金中零件表面有严重黑点。

产生原因及对策有：①由于铸造铝合金中形成低熔点共晶体的杂质含量过多。这时应严格控制炉料；②铸造合金加热速度过快，不平衡低熔点共晶体尚未扩散消失而熔化，这时可采用200～250℃/h的升温速度加热，或采用分段加热的方法；③炉内温度分布不均或炉温仪表失灵，应注意对炉子的检修。

1.8.2 裂纹

有时热处理后零件表面出现裂纹，一般在拐角部位，或壁厚不均匀的地方。

原因及对策有以下几种：①铸件在淬火前已有显微或隐蔽裂纹，这些裂纹在热处理过程中扩展，这时应从改进铸造工艺消除铸造裂纹入手；②外形复杂，壁厚不均，应力集中。应增大圆角半径，增设加强肋，用石棉包扎太薄部分；③加热或冷却速度太大，导致大的热应力引发裂纹，这时应缓慢加热，或采用缓和的介质或等温淬火。

1.8.3 畸变

热处理厚工件形状和尺寸发生改变，产生翘曲、弯曲现象。原因有：①可能由于加热或冷却速度太快，大的热应力导致变形，这时应改变加热和冷却方法；②装炉不恰当，在高温下或淬火时产生畸变，这时应采用夹具，正确选择淬火下水的方法。

1.8.4 腐蚀

基本特征为在盐浴加热的工件表面上有腐蚀斑痕，或在工件的螺纹、细槽和小孔内有腐蚀斑痕。产生的原因及对策有：熔盐中氯离子含量过高，应控制氯离子质量分数不超过0.5%；工件在淬火后清洗时未将残留硝酸盐全部去除，这时应用热水仔细清洗。

1.8.5 力学性能不合格

淬火后强度和塑性不合格，产生的原因为固溶处理不当，应调整加热温度和保温时间，保证可溶相充分溶解，并缩短淬火转移时间；时效后强度和塑性不合格，可能由于时效处理不当，淬火后变形量过大导致塑性降低，或清洗温度过高停留时间过长，应调整时效温度和保温时间；退火后塑性偏低，由于退火温度偏低，保温时间不足或退火后冷却速度过快形成淬火，这时应重新退火；性能达不到技术条件规定的指标，可能由于化学成分偏差，或违反热处理规范。

2 铜及铜合金的热处理

2.1 铜及铜合金

2.1.1 铜

纯铜呈现紫红色，具有优异的导电性、导热性和塑性，而且具有较好的低温塑性和韧性。在海水和淡水中具有良好的稳定性。主要物理性质见表5.2-26。

表5.2-26　纯铜主要物理性质

性质	数值
熔点/℃	1 083
密度/$g\cdot cm^{-3}$	8.89～8.95
电阻系数（20℃）/$\mu\Omega\cdot cm$	1.67～1.68
热导率/$W\cdot(m^2\cdot K)^{-1}$	391
线胀系数/$10^{-7}K^{-1}$	1.70×10^{-7}

纯铜的牌号和化学成分见表5.2-27。

变形工业纯铜的制品种类、特性和用途举例如表5.2-28。

表5.2-27　纯铜的牌号和化学成分（质量分数）　%

组别	牌号	代号	Cu	P	Bi	Sb	Pb	As	S	P	O
纯铜	一号铜	T1	99.95	—	0.001	0.002	0.003	0.002	0.005	0.001	0.02
	二号铜	T2	99.90	—	0.001	0.002	0.005	0.005	0.005	—	0.06
	三号铜	T3	99.70	—	0.002	0.005	0.01	0.01	0.01	—	0.1
	四号铜	T4	99.50	—	0.003	0.005	0.005	0.005	0.001	—	0.1
无氧铜	一号无氧铜	TU1	99.97	—	0.001	0.002	0.003	0.002	0.004	0.002	0.002
	二号无氧铜	TU2	99.95	—	0.001	0.002	0.004	0.002	0.004	0.002	0.003
脱氧铜	磷脱氧铜	TUP	99.5	<0.04	0.003	0.05	0.01	0.05	0.01	—	0.01
	锰脱氧铜	TUMn	99.6	—	0.002	0.002	0.007	0.002	0.005	0.003	—

表5.2-28　变形工业纯铜的制品种类、特性和用途

代号	制品种类	特　性	用途举例
T1	棒、箔等	高的导电、导热、耐蚀和加工性能，含降低导电导热性的杂质较少。含0.02%～0.06%氧（质量分数）不能在高温还原气氛中应用	用作导电、导热、耐蚀器材
T2	板、带、条、箔、管、棒、线材等		
T3	板、带、条、箔、管、棒、线材等	高的导电、导热、耐蚀和加工性能，含降低导电导热性的杂质较多。不能在高温还原气氛中应用	用作一般铜材
T4	板、带、条、管、棒等		

续表 5.1-28

代号	制品种类	特　　性	用途举例
TU1、TU2 及高纯无氧铜	条、带、管	纯度高、导电、导热、耐蚀性能好。含磷极低的无氧铜生成的氧化膜致密，不剥落，加工性能、焊接性能、耐蚀性和耐寒性能俱佳	电真空器件
TUP	管、板、条	具有好的工艺性能、焊接和冷弯性能，可在还原气氛中使用，但不能在氧化气氛中使用	主要以管材应用
TUMn	线	软化温度高，受热不易变形，有良好的尺寸稳定性和工艺性能	用于电子管工业中的电子管栅极边杆

2.1.2　铜合金

铜合金按化学成分可以分为黄铜、青铜和白铜三类。以锌为主要合金元素的铜合金为黄铜，以锡、铝、铍、硅、铬为主要合金元素的为青铜，以镍为主要合金元素的为白铜。按生产工艺可以分为变形铜合金和铸造铜合金。相应各类合金的牌号及化学成分见表 5.2-29～表 5.2-34。

铜的相图既是铜合金化的基础，也是指导制定铜合金热处理工艺的主要理论基础。相应铜锌、铜锡、铜铝、铜铍，铜镍相图在图 5.2-4 给出。

表 5.2-29　部分加工黄铜牌号和化学成分（质量分数）　　%

组别	牌号	代号	Cu	Sn	Ni	Al	Fe	Pb	Sb	Bi	P	Zn	杂质
普通黄铜	96 黄铜	H96	95.0～97.0	—	—	—	≤0.10	≤0.03	≤0.005	≤0.002	≤0.01	余量	≤0.2
	90 黄铜	H90	88.0～91.0	—	—	—	≤0.10	≤0.03	≤0.005	≤0.002	≤0.01	余量	≤0.2
	85 黄铜	H85	84.0～85.0	—	—	—	≤0.10	≤0.03	≤0.005	≤0.002	≤0.01	余量	≤0.3
	80 黄铜	H80	79.0～81.0	—	—	—	≤0.10	≤0.03	≤0.005	≤0.002	≤0.01	余量	≤0.3
	70 黄铜	H70	68.5～71.5	—	—	—	≤0.10	≤0.03	≤0.005	≤0.002	≤0.01	余量	≤0.3
	68 黄铜	H68	67.0～70.0	—	—	—	≤0.10	≤0.03	≤0.005	≤0.002	≤0.01	余量	≤0.3
	65 黄铜	H65	63.5～68.0	—	—	—	≤0.10	≤0.03	≤0.005	≤0.002	≤0.01	余量	≤0.3
	63 黄铜	H63	62.0～65.0	—	—	—	≤0.15	≤0.08	≤0.005	≤0.002	≤0.01	余量	≤0.5
	62 黄铜	H62	60.5～63.5	—	—	—	≤0.15	≤0.08	≤0.005	≤0.002	≤0.01	余量	≤0.5
	59 黄铜	H59	57.0～60.0	—	—	—	≤0.3	≤0.5	≤0.01	≤0.003	≤0.01	余量	≤1.0
镍黄铜	65-5 镍黄铜	HNi65-5	64.0～67.0	—	5.0～6.5	—	≤0.15	≤0.03	≤0.005	≤0.002	≤0.01	余量	≤0.3
	56-3 镍黄铜	HNi56-3	54.0～58.0	≤0.25	2.0～3.0	0.3～0.5	0.15～0.5	≤0.2	—	—	≤0.01	余量	0.6
铅黄铜	63-3 铅黄铜	HPb63-3	62.0～65.0	—		≤0.5	≤0.10	2.4～3.0	≤0.005	≤0.002	≤0.01	余量	≤0.75
	63-0.1 铅黄铜	HPb63-0.1	61.5～63.5	—		≤0.2	≤0.15	0.05～0.3	≤0.005	≤0.002	≤0.01	余量	≤0.5
	62-0.8 铅黄铜	HPb62-0.8	60.0～63.0	—		≤0.2	≤0.20	0.5～1.2	≤0.005	≤0.002	≤0.01	余量	≤0.75
	61-1 铅黄铜	HPb61-1	59.0～61.0	—		≤0.2	≤0.15	0.6～1.0	≤0.005	≤0.002	≤0.01	余量	≤0.75
	59-1 铅黄铜	HPb59-1	57.0～60.0	—		≤0.2	≤0.5	0.8～1.9	≤0.01	≤0.003	≤0.02	余量	≤1.0
加砷黄铜	77-2 铝黄铜	HA177-2	76.0～79.0	—	0.03～0.06As	1.8～2.3	≤0.06	≤0.05	≤0.05	≤0.002	≤0.02	余量	≤0.3
	70-1 锡黄铜	HSn70-1	69.0～71.0	0.8～1.3	0.03～0.06As	—	≤0.10	≤0.05	≤0.005	≤0.002	≤0.01	余量	≤0.3
	68A 黄铜	H68A	67.0～70.0	—	0.03～0.06As	—	≤0.10	≤0.03	≤0.005	≤0.002	≤0.01	余量	≤0.3
锡黄铜	90-1 锡黄铜	HSn90-1	88.0～91.0	0.25～0.75	—	—	≤0.10	≤0.03	≤0.005	≤0.002	≤0.01	余量	≤0.2
	62-1 锡黄铜	HSn62-1	61.0～63.0	0.7～1.1	—	—	≤0.10	≤0.10	≤0.005	≤0.002	≤0.01	余量	≤0.3
	60-1 锡黄铜	HSN60-1	59.0～61.0	1.0～1.5	—	—	≤0.10	≤0.30	≤0.005	≤0.002	≤0.01	余量	≤0.01

表 5.2-30　部分加工黄铜牌号和化学成分（质量分数）　%

组别	牌号	代号	Cu	Sn	Mn	Al	Fe	Pb	Sb	Bi	P	Si	Ni	Zn	杂质
铝黄铜	67-2.5 铝黄铜	HAl67-2.5	66.0～68.0	≤0.2	≤0.5	2.0～3.0	≤0.6	≤0.5	≤0.05	—	≤0.02	—	—	余量	≤1.5
	60-1-1 铝黄铜	HAl6-1-1	58.0～61.0	—	0.1～0.6	0.70～1.50	0.70～1.50	≤0.40	≤0.005	≤0.002	≤0.01	—	—	余量	≤0.7
	59-3-2 铝黄铜	HAl59-3-2	57.0～60.0	—	—	2.5～3.5	≤0.50	≤0.10	≤0.005	≤0.003	≤0.01	—	2.0～3.0	余量	≤0.9
	66-6-3-2 铝黄铜	HAl66-6-3-2	64.0～68.0	≤0.2	1.5～2.5	6.0～7.0	2.0～4.0	≤0.5	≤0.05	—	≤0.02	—	—	余量	≤1.5
锰黄铜	58-2 锰黄铜	HMn58-2	57.0～60.0	—	1.0～2.0	—	≤1.0	≤0.1	≤0.005	≤0.002	≤0.01	—	—	余量	≤1.2
	57-3-1 锰黄铜	HMn57-3-1	55.0～58.5	—	2.5～3.5	0.5～1.5	≤1.0	≤0.2	≤0.005	≤0.002	≤0.01	—	—	余量	≤1.3
	55-3-1 锰黄铜	HMn55-3-1	53.0～58.0	≤0.2	3.0～4.0	≤0.3	0.5～1.5	≤0.5	≤0.05	—	≤0.02	—	—	余量	≤1.5
铁黄铜	59-1-1 铁黄铜	HFe59-1-1	57.0～60.0	0.3～0.7	0.5～0.8	0.1～0.5	0.6～1.2	≤0.20	≤0.01	≤0.003	≤0.01	—	—	余量	≤0.3
	58-1-1 铁黄铜	HFe58-1-1	56.0～58.0	—	—	—	0.7～1.3	0.7～1.3	≤0.01	≤0.003	≤0.02	—	—	余量	≤0.5
硅黄铜	80-3 硅黄铜	HSi80-3	79.0～81.0	≤0.2	≤0.5	≤0.1	≤0.6	≤0.1	≤0.05	≤0.003	≤0.02	2.5～4.0	—	余量	≤1.5

表 5.2-31　部分白铜化学成分及牌号（质量分数）　%

组别	牌号	代号	Ni + Co	Fe	Mn	Zn	Al	Si	Mg	Pb	S	C	P	Bi	As	Sb	O	Sn	Cu	杂质总和
普通白铜	0.6 白铜	B0.6	0.57～0.63	≤0.005	—	—	—	≤0.002	—	≤0.005	≤0.005	≤0.002	≤0.002	≤0.002	≤0.002	≤0.002	—	—	余量	≤0.1
	5 白铜	B5	4.4～5.0	≤0.20	—	—	—	—	—	≤0.01	≤0.01	≤0.03	≤0.01	≤0.002	≤0.01	≤0.005	≤0.1	—	余量	≤0.5
	19 白铜	B19	18.0～20.0	≤0.5	≤0.5	≤0.3	—	≤0.15	≤0.05	≤0.005	≤0.01	≤0.05	≤0.01	≤0.002	≤0.010	≤0.005	—	—	余量	≤1.8
	25 白铜	B25	24.0～26.0	≤0.5	≤0.5	≤0.3	—	≤0.15	≤0.05	≤0.005	≤0.01	≤0.05	≤0.01	≤0.002	≤0.010	≤0.005	—	≤0.03	余量	≤1.8
铁白铜	10-1-1 铁白铜	BFe10-1-1	9.0～11.0	1.0～1.5	0.5～1.0	≤0.3	—	≤0.15	—	≤0.02	≤0.01	≤0.05	≤0.006	—	—	—	—	≤0.03	余量	≤0.7
	30-1-1 铁白铜	BFe30-1-1	29.0～32.0	0.5～1.0	0.5～1.2	≤0.3	—	≤0.15	—	≤0.02	≤0.01	≤0.05	≤0.006	—	—	—	—	≤0.03	余量	≤0.7
锰白铜	3-12 白铜	BMn3-12	2.0～3.5	0.20～0.50	11.5～13.5	—	≤0.2	0.1～0.3	≤0.03	≤0.020	≤0.020	≤0.05	≤0.005	≤0.002	≤0.005	≤0.002	0	—	余量	≤0.5
	40-1.5 白铜	BMn40-1.5	39.0～41.0	≤0.50	1.0～2.0	—	—	≤0.10	≤0.05	≤0.005	≤0.02	≤0.10	≤0.005	≤0.002	≤0.010	≤0.002	—	—	余量	≤0.9
	43-0.5 白铜	BMn43-0.5	42.0～44.0	≤0.15	0.10～1.0	—	—	≤0.10	≤0.05	≤0.002	≤0.01	≤0.10	≤0.002	≤0.002	≤0.002	≤0.002	—	—	余量	≤0.6
锌白铜	15-20 锌白铜	BZn15-20	13.5～16.5	≤0.5	≤0.3	余量	—	≤0.15	≤0.05	≤0.02	≤0.01	≤0.03	≤0.005	≤0.002	≤0.010	≤0.002	—	—	62.0～65.0	≤0.9
	15-21-1.8 铅锌白铜	BZn15-21-1.8	14.0～16.0	≤0.3	≤0.5	余量	—	≤0.15	—	1.5～2.0	—	—	—	—	—	—	—	—	60.0～63.0	≤0.9
	15-24-1.5 铅锌白铜	BZn15-24-1.5	12.5～15.5	≤0.25	0.05～0.5	余量	—	—	—	1.7～1.7	≤0.005	—	≤0.02	—	—	—	—	—	58.0～60.0	≤0.9

表 5.2-32 部分加工青铜牌号及化学成分（质量分数） %

组别	牌号	代号	Sn	Al	Zn	Mn	Fe	Pb	Sb	Bi	Si	P	Cu	杂质
锡青铜	4-3 锡青铜	QSn4-3	3.5~4.5	≤0.002	2.7~3.3	—	≤0.05	≤0.02	≤0.002	≤0.002	≤0.002	≤0.03	余量	≤0.2
	4-4-2.5 锡青铜	QSn4-4-2.5	3.0~5.0	≤0.002	3.0~5.0	—	≤0.05	1.5~3.5	≤0.002	≤0.002	—	≤0.03	余量	≤0.2
	4-4-4 锡青铜	QSn4-4-4	3.0~5.0	≤0.002	3.0~5.0	—	≤0.05	3.5~4.5	≤0.002	≤0.002	—	≤0.03	余量	≤0.2
	6.5-0.1 锡青铜	QSn6.5-0.1	6.0~7.0	≤0.002	—	—	≤0.05	≤0.02	≤0.002	≤0.002	≤0.002	0.10~0.25	余量	≤0.1
	6.5-0.4 锡青铜	QSn6.5-0.4	6.0~7.0	≤0.002	—	—	≤0.02	≤0.02	≤0.002	≤0.002	≤0.002	0.26~0.40	余量	≤0.1
	7-0.2 锡青铜	QSn7-0.2	6.0~8.0	≤0.01	—	—	≤0.05	≤0.02	≤0.002	≤0.002	≤0.02	0.10~0.25	余量	≤0.15
	4-0.3 锡青铜	QSn4-0.3	3.5~4.5	≤0.002	—	—	≤0.02	≤0.02	≤0.002	≤0.002	≤0.002	0.20~0.40	余量	≤0.1
铝青铜	5 铝青铜	QAl5	≤0.1	4.0~6.0	≤0.5	≤0.5	≤0.5	≤0.03	—	—	≤0.1	≤0.01	余量	≤1.6
	7 铝青铜	QAl7	≤0.1	6.0~8.0	≤0.5	≤0.5	≤0.5	≤0.03	—	—	≤0.1	≤0.01	余量	≤1.6
	9-2 铝青铜	QAl9-2	≤0.1	8.0~10.0	≤1.0	1.5~2.5	≤0.5	≤0.03	—	—	≤0.1	≤0.01	余量	≤1.7
	9-4 铝青铜	QAl9-4	≤0.1	8.0~10.0	≤1.0	≤0.5	2.0~4.0	≤0.01	—	—	≤0.1	≤0.01	余量	≤1.7
	10-3-1.5 铝青铜	QAl10-3-15	≤0.1	8.5~10.0	≤0.5	1.0~2.0	2.0~4.0	≤0.03	—	—	≤0.1	≤0.01	余量	≤0.75

表 5.2-33 部分加工青铜牌号及化学成分（质量分数） %

组别	牌号	代号	Sn	Al	Zn	Mn	Fe	Pb	Sb	Si	Ni	Ti	Mg	Be	P	As	Cu	杂质
铝青铜	10-4-4 铝青铜	QAl10-4-4	≤0.1	9.5~11.0	≤0.5	≤0.3	3.5~5.5	≤0.02	—	≤0.1	3.5~5.5	—	—	—	≤0.01	—	余量	≤1.0
	11-6-6 铝青铜	QAL11-6-6	≤0.2	10.0~11.5	≤0.6	≤0.5	5.0~6.5	≤0.05	—	≤0.2	5.0~6.5	—	—	—	≤0.1	—	余量	≤1.5
	9-5-1-1 铝青铜	QAl9-5-5-1	≤0.1	8.0~10.0	≤0.3	0.5~1.5	0.5~1.5	≤0.01	≤0.002	≤0.1	4.0~6.0	—	—	—	≤0.01	≤0.01	余量	≤0.6
	10-5-5 铝青铜	QAl10-5-5	≤0.20	8.0~11.0	≤0.50	0.5~2.5	4.0~6.0	≤0.05	—	≤0.25	4.0~6.0	—	≤0.10	—	—	—	余量	≤1.2
铍青铜	2 铍青铜	QBe2	—	≤0.15	—	—	≤0.15	≤0.005	—	≤0.15	0.2~0.5	—	—	1.8~2.1	—	—	余量	≤0.5
	1.9 铍青铜	QBe1.9	—	≤0.15	—	—	≤0.15	≤0.005	—	≤0.15	0.2~0.4	0.10~0.25	—	1.85~2.1	—	—	余量	≤0.5
	1.9-0.1 铍青铜	QBe1.9-0.1	—	≤0.15	—	—	≤0.15	≤0.005	—	≤0.15	0.2~0.4	0.10~0.25	0.07~0.13	1.85~2.1	—	—	余量	≤0.5
	1.7 铍青铜	QBe1.7	—	≤0.15	—	—	≤0.15	≤0.005	—	≤0.15	0.2~0.4	0.10~0.25	—	1.6~1.85	—	—	余量	≤0.5
硅青铜	3-1 硅青铜	QSi3-1	≤0.25	—	≤0.5	1.0~1.5	≤0.3	≤0.03	—	2.7~3.5	≤0.2	—	—	—	—	—	余量	≤1.1
	1-3 硅青铜	QSi1-3	≤0.1	≤0.02	≤0.2	0.1~0.4	≤0.1	≤0.15	—	0.6~1.1	2.4~3.4	—	—	—	—	—	余量	≤0.5
	3.5-3-1.5 硅青铜	QSi3.5-3-1.5	≤0.25	—	2.5~3.5	0.5~0.9	1.2~1.8	≤0.03	≤0.002	3.0~4.0	≤0.2	—	—	—	≤0.03	≤0.002	余量	≤1.1

表 5.2-34　部分加工青铜牌号及化学成分（质量分数）　%

组别	牌号	代号	Sn	Al	Zn	Mn	Fe	Pb	Sb	Bi	Si	Ni	S	Mg	Cr	Zr	As	Cd	P	Cu	杂质
锰青铜	1.5 锰青铜	QMn1.5	≤0.05	≤0.07	—	1.20～1.30	≤0.1	≤0.01	≤0.005	≤0.002	≤0.1	≤0.1	≤0.01	—	≤0.1	—	—	—	—	余量	≤0.3
	2 锰青铜	QMn2	≤0.05	≤0.07	—	1.55～2.55	≤0.1	≤0.01	≤0.05	≤0.002	≤0.1	—	—	—	—	—	≤0.01	—	—	余量	≤0.5
	5 锰青铜	QMn5	≤0.1	—	≤0.4	4.55～5.55	≤0.35	≤0.03	≤0.002	—	≤0.1	—	—	—	—	—	—	—	≤0.01	余量	≤0.9
锆青铜	0.2 锆青铜	QZr0.2	≤0.05	—	—	—	≤0.05	≤0.01	≤0.005	≤0.002	—	≤0.2	≤0.01	—	—	0.15～0.30	—	—	—	余量	≤0.5
	0.4 锆青铜	QZr0.4	≤0.05	—	—	—	≤0.05	≤0.01	≤0.005	≤0.002	—	≤0.2	≤0.01	—	—	0.30～0.50	—	—	—	余量	≤0.5
铬青铜	0.5 铬青铜	QCr0.5	—	—	—	—	≤0.1	—	—	—	—	≤0.05	—	—	0.4～1.1	—	—	—	—	余量	≤0.5
	0.5-0.2-0.1 铬青铜	QCr0.5-0.2-0.1	—	0.1～0.25	—	—	—	—	—	—	—	—	—	0.1～0.25	0.4～1.0	—	—	—	—	余量	≤0.5
	0.6-0.4-0.05 铬青铜	QCr0.6-0.4-0.05	—	—	—	—	≤0.05	—	—	—	≤0.05	—	—	0.04～0.08	0.4～0.8	0.3～0.6	—	—	≤0.01	余量	≤0.5
镉青铜	1 镉青铜	QCd1	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	0.8～1.3	—	余量	≤0.3
镁青铜	0.8 镁青铜	QMg0.8	≤0.002	—	≤0.005	—	≤0.005	≤0.005	≤0.005	≤0.002	—	≤0.006	≤0.005	0.70～0.85	—	—	—	—	—	余量	≤0.3

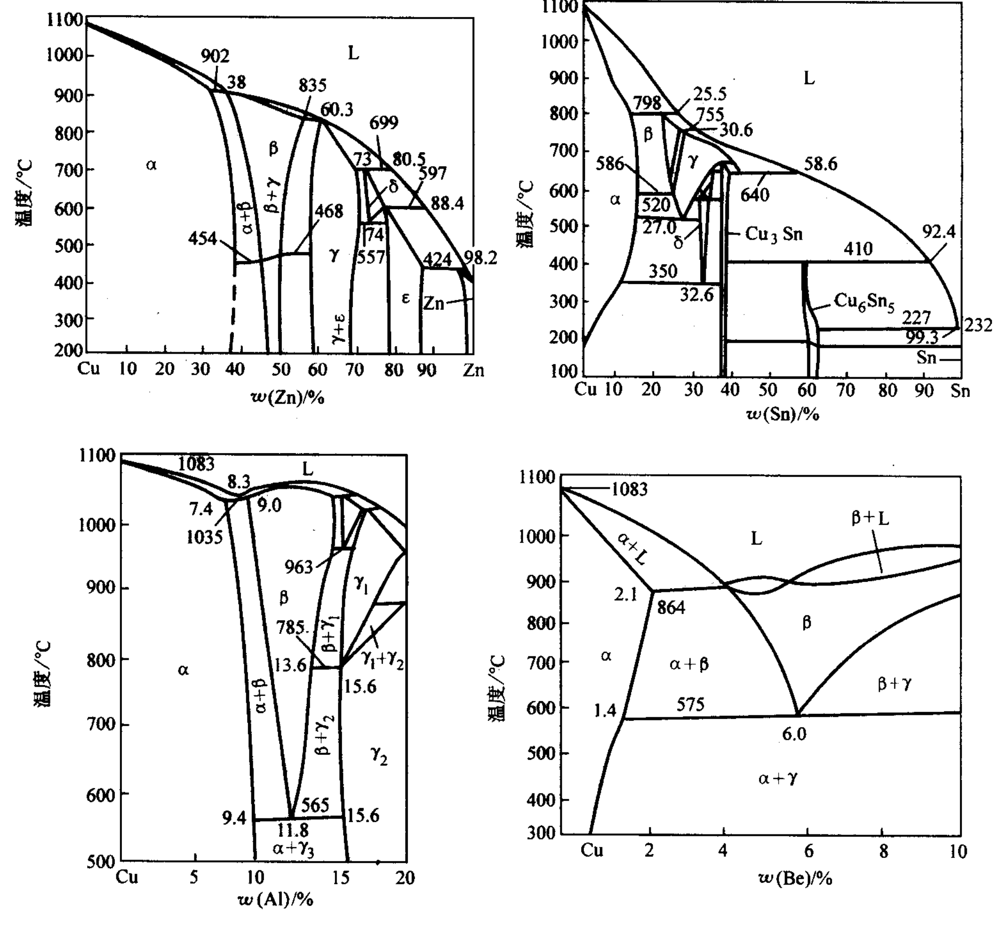


图 5.2-4　铜锌、铜锡、铜铝、铜铍相图

2.2　工业纯铜的热处理

工业纯铜一般进行再结晶退火，目的是改变晶粒度，消除内应力和软化金属。常见的工业纯铜的退火工艺见表5.2-35。

表5.2-35　常见工业纯铜的退火工艺

产品类型	牌号	规格/mm	退火温度/℃	保温时间/min
管材	T2、T3、T4、TP1、TU1、TU2	$\phi\leqslant1.0$	470~520	40~50
		$\phi1.05\sim\phi1.75$	500~550	50~60
		$\phi1.8\sim\phi2.5$	530~580	50~60
		$\phi2.6\sim\phi4.0$	550~600	50~60
		$\phi>4.0$	580~630	60~70
棒材	T2、TU1、TU2、TU3	软制品	550~620	60~70
带材	T2	$\delta\leqslant0.09$	290~340	
		$\delta=0.1\sim0.25$	340~380	
		$\delta=0.3\sim0.55$	350~410	
		$\delta=0.6\sim1.2$	380~440	
线材	T2、T3、T4	$\phi=0.3\sim0.8$	410~430	

2.3　黄铜的热处理

对于普通黄铜，由于锌在铜中的固溶度随温度的降低而增大，没有热处理强化效果。故经常采用退火改善黄铜的冷加工性能。

黄铜冷加工中间退火工艺见表5.2-36。管材、棒材和线材再结晶退火温度见表5.2-37。对于含锌大于20%（质量分数）的黄铜冷变形存在残余应力，在潮湿大气、汞及汞盐中极易产生应力腐蚀开裂，必须进行去应力退火。对于加入其他元素的黄铜，一般也不能进行热处理强化，但含铝3%（质量分数）以上的黄铜例外。如HAl59-3.2的热处理强化工艺为800℃固溶处理，350~450℃时效。

表5.2-36　黄铜冷加工中间退火工艺　℃

牌号	$\delta>5$ mm	$\delta=1\sim5$ mm	$\delta=0.5\sim1$ mm	$\delta<0.5$ mm
H96	560~600	540~580	500~540	450~550
H90、HSn70-1	650~720	620~780	560~620	450~550
H80	650~700	580~650	540~600	500~560
H68	580~650	540~600	500~560	440~500
H62 H69	650~700	600~660	520~600	460~530
HFe59-1-1	600~650	520~620	450~550	420~480
HMn58-2	600~660	580~640	550~600	500~550
HSn70-1	600~650	560~620	470~560	450~500
HSn62-1	600~650	550~630	520~580	500~550
HPb63-3	600~650	540~620	520~600	480~540
HPb59-1	600~650	580~630	550~600	480~550

2.4　青铜的热处理

2.4.1　锡青铜的热处理

锡青铜常进行均匀化退火而不进行固溶处理。锡含量小于7%（质量分数）的锡青铜线材、带材可以进行再结晶退火及去应力退火，退火时应防止黏结；用作弹簧的锡青铜QSn4-3、QSn6.5-0.4等只能进行去应力退火，退火温度为250~300℃。常见锡青铜中间退火温度及棒材、线材成品退火温度见表5.2-38~表5.2-40。

表5.2-37　黄铜管材、棒材再结晶退火温度

产品类型	牌号	退火温度/℃		
		硬	拉制或半硬	软
管材	H96			500~600
	H80			480~550
	H68、H62	340	400~450（半硬）	
	HPb59-1、HSn70-1		420~500（半硬）	
	H60圆型、矩形波导管	200~250		
棒材	H96			550~620
	H90、H80、H70		250~300	650~720
	H68		350~400	500~550
	H62、HSn62-1		400~450	
	H59-1、HFe59-1-1		350~400	
	HMn58-2		320~370	

表5.2-38　黄铜线材的再结晶退火温度

牌号	规格范围/mm	退火温度/℃		
		硬	半硬	软
H96	0.3~0.6			390~410
H90H80	0.3~6.0	160~180		390~410
H68	0.3~6.0	160~180	350~370	460~480
H62	0.3~1.0	160~180	160~180	390~410
	1.1~4.8	160~180	240~260	390~410
	5.0~6.0	160~180	260~280	390~410
HPb59-1	0.5~6.0	250~270	330~350	410~430
	0.3~6.0	160~180		350~410

表5.2-39　锡青铜中间退火温度　℃

牌号	$\delta>5$ mm	$\delta=1\sim5$ mm	$\delta=0.5\sim1$ mm	$\delta<0.5$ mm
QSn4-3	600~650	580~630	500~600	460~500
QSn4-4-2.5	580~650	550~620	520~680	450~520
QSn7-0.2	620~680	600~650	530~620	500~580
QSn6.5-0.1	600~660	600~650	520~580	470~530
QSn6.5-0.4	600~650	600~650	520~580	470~530

表5.2-40　锡青铜棒材、线材成品退火温度　℃

牌号	规格	硬	软
QSn6.5-0.1	棒材	250~300	
QSn6.5-0.4	0.3~0.6 线材		420~440
QSn7-0.2			

2.4.2 铝青铜的热处理

铝在565℃达到在铜中的最大溶解度9.4%。含铝小于9.4%时，缓慢冷却得到单相α固溶体；含铝8%～9%（质量分数）的铝青铜会出现（$\alpha+\gamma_2$）共析组织，如果这时冷速较快，β—→α转变不完全，部分，β相保留下来分解为$\alpha+\gamma_2$相，而γ_2相较脆，是不希望得到的。因此一般压力加工用的简单铝青铜铝含量（质量分数%）小于7%，这种铝合金不能进行时效强化，只能冷作硬化；对于复杂的铝青铜，如Cu+1.8%Si+0.4%Co+5Ni，可以进行固溶时效处理。表5.2-41给出了几种两相铝青铜的热处理工艺。

表5.2-41 几种两相铝青铜的热处理工艺

牌 号	退火温度/℃	固溶处理温度/℃	时效温度/℃	硬度 HBS
QAl9-2	650～750	800	350	150～187
QAl9-4	700～750	950	250～300（2～3 h）	170～180
QAl10-3-1.5	650～750	830～860	300～500	207～285
QAl10-4-4	700～750	920	650	200～240
QAl11-6-6	—	925（保温1.5 h）	400（24 h空冷）	365（HV）

2.4.3 铍青铜的热处理

铍青铜是典型的沉淀硬化型合金，经固溶时效后，强度可以达到1 250～1 500 MPa，硬度可以达到350～400HBS。合金在固溶状态下具有较好的塑性，可以进行冷加工；固溶处理后进行冷变形，再进行时效，可以大幅度提高强度、硬度和弹性极限。

1）铍青铜的固溶处理　一般固溶处理的温度为760～780℃，一方面可以使强化相充分固溶，另一方面使晶粒不致于长得过大，保持在0.015～0.45 mm之间。对于弹性元件，加热温度采用760～780℃。保温时间一般按1 h/25 mm计算。表5.2-42给出了相应薄板、带材的保温时间。铍青铜在空气炉或氧化性炉中进行固溶处理，会产生氧化，使表面硬化。为防止氧化，宜在真空炉或氨气、惰性气体或还原性气氛中加热，以获得光亮热处理效果。也可以在空气电炉或煤气炉中进行，淬火后进行酸洗。严禁在盐浴炉中进行固溶处理。尽量缩短淬火转移时间，厚度薄的零件不超过3 s，一般零件不超过5 s。淬火介质可以用水，也可以采用油。对于铸造铍青铜，固溶处理应和均匀化退火相结合，保温时间在3 h以上。

在铍青铜淬火处理中特别注意对晶粒尺寸的控制。铍青铜常用作仪表等精密零件的弹性元件，对晶粒尺寸有严格的要求。表5.2-43给出了有关的要求。

表5.2-42 铍青铜薄板、带材及厚度很小的工件固溶处理时的保温时间

材料厚度/mm	保温时间/min
<0.13	2～6
0.11～0.25	3～9
0.25～0.76	6～10
0.74～2.30	10～30

2）铍青铜的时效处理　含铍（质量分数）小于2.1%的合金均可进行时效强化，图5.2-5为铍青铜的时效硬化曲线。含铍高于1.7%（质量分数）合金时效温度为300～330℃，保温1～3 h；含铍低于0.5%（质量分数）合金，最佳时效温度为450～480℃，保温1～3 h；近年来发展了分级时效工艺，即先在高温下短时时效，形成大量的G.P区，后在低温保温时效，使G.P区长大，获得较一般时效优异的性能。常见铍青铜的固溶处理及时效温度见表5.2-44。

表5.2-43 固溶处理后铍青铜材料的晶粒尺寸要求

材料厚度/mm	最大平均晶粒直径/mm
0.25～0.76	≤0.035
0.76～2.29	≤0.045
2.29～4.78	≤0.060

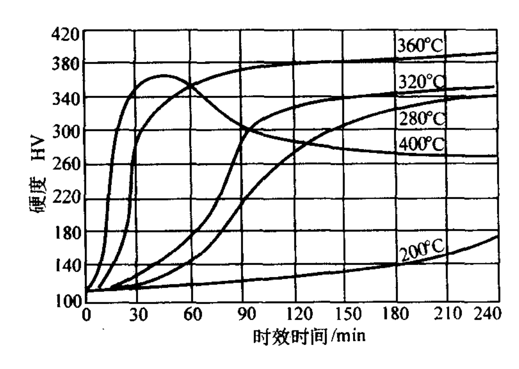


图5.2-5 QBe2时效曲线

表5.2-44 铍青铜的固溶处理及时效温度

合 金	固溶处理温度/℃	时效温度/℃
Cu+1.9%～2.2%Be+0.2～0.5%Ni	780～790	320～330
Cu+2.0%～2.3%Be+（<0.4%Ni）	780～800	300～345
Cu+1.6%～1.85%Be+0.2%～0.4%Ni+0.10%～0.25%Ti	780～800	320～330
Cu+1.85～2.1%Be+0.2%～0.4%Ni+0.10%～0.25%Ti	780～800	320～330
Cu+1.9%～2.15%Be+0.25%～0.35%Co	785～790	305～325
Cu+1.6%～1.8%Be+0.25%～0.35%Co	785～790	305～325
Cu+0.45%～0.6%Be+2.35%～2.60%Co	920～930	450～480
Cu+0.25Ag～0.50Be+1.4%～1.7%Co+0.9%～1.1%Ag	925～930	450～480
Cu+0.2%～0.3%Be+1.4%～1.6%Ni	950～960	450～500
Cu+0.63%Be+2.48%Ti	780～800	400～450
Cu+2%～2.3%Be+0.35%～0.45%Co+0.07%～0.11%Fe	800～820	295～315

根据铍青铜的时效硬化曲线可以确定时效工艺．有时根据特定需要，时效点不一定选择在峰时效上，可根据具体情况选择。不同的固溶温度、时效温度和时间的选择可以得到不同的力学性能。表5.2-45～表5.2-47分别给出了相应工艺参数对铍青铜力学性能的影响。

表 5.2-45 固溶处理制度对 QBe2 和 QBe1.9 合金时效后力学性能的影响

材料	固溶处理			320℃（2 h）时效后的力学性能		
	温度/℃	时间/min	晶粒度/mm	σ_b/MPa	δ/%	硬度 HV0.2
QBe2（0.33 mm厚）	760	5	0.015 ~ 0.020	1 165	10.5	360
	780	15	0.025 ~ 0.030	1 220	9.5	380
	800	10	0.035 ~ 0.040	1 250	7.5	400
	820	15	0.040 ~ 0.045	1 260	6.0	405
QBe2（0.33 mm厚）	840	120	0.055 ~ 0.065	1 210	4.0	380
QBe1.9（0.85 mm厚）	740	25	0.008 ~ 0.012	1 220	11.5	355
	760	25	0.012 ~ 0.018	1 280	9.5	370
	780	25	0.016 ~ 0.025	1 310	9.0	380
	800	25	0.025 ~ 0.035	1 310	8.0	395
	820	25	0.035 ~ 0.045	1 280	7.0	388
	840	25	0.045 ~ 0.055	1 265	6.0	380

表 5.2-46 时效温度对 QBe2 力学性能的影响

时效温度/℃	σ_b/MPa	δ/%	硬度 HV0.2
300	1 205	11.5	360
310	1 250	9.0	380
320	1 255	8.5	380
330	1 200	8.5	355
340	1 135	8.0	330

表 5.2-47 时效时间对 QBe2 力学性能的影响

处理制度	σ_b/MPa	δ/%	硬度 HV0.2
780℃，25 min 水淬 + 320℃，1 h	1 225	10.0	375
780℃，25 min 水淬 + 320℃，2 h	1 245	9.0	380
780℃，25 min 水淬 + 320℃，3 h	1 240	9.0	380
780℃，25 min 水淬 + 320℃，4 h	1 240	9.0	380
780℃，25 min 水淬 + 320℃，5 h	1 200	8.0	365
780℃，25 min 水淬 + 320℃，6 h	1 190	7.0	355

3）铍青铜的去应力退火处理　该处理用于消除残余应力，保证零件在长期使用过程中的尺寸和形状稳定性。一般铍青铜去应力退火的温度为 150 ~ 200℃，保温时间 60 ~ 90 min。

2.4.4 弹性青铜热处理

一些铜合金具有较好的弹性性能和耐蚀性，如铍青铜、锡青铜、锡磷青铜等，可以用作弹性材料，制作弹簧以及其他弹性元件。另外还有单相合金，如单相铝青铜、硅锰青铜、黄铜、锌白铜等。对于单相合金，提高弹性极限的方法是冷塑变形后低温退火。弹性合金热处理优化的着眼点在提高弹性极限以及应力松弛抗力，各弹性合金最佳热处理制度如表 5.2-48 所示。

表 5.2-48 一般弹性铜合金的最佳退火工艺

牌　号	预冷变形 60% 后的最佳退火工艺	弹性极限/MPa			硬度 HV
		$\sigma_{0.002}$	$\sigma_{0.005}$	$\sigma_{0.01}$	
QSn4-3	150℃，30 min	463	532	583	218
QSn6.5-0.1	150℃，30 min	489	550	596	—
QSi3-1	275℃，1 h	494	565	632	210
QAl7	275℃，30 min	630	725	790	270
H68	200℃，1 h	452	519	581	190
H80	200℃，1 h	390	475	538	170
H85	200℃，30 min	349	405	454	155
BZn15-20	300℃，4 h	548	614	561	230

2.4.5 其他青铜的热处理

硅青铜：二元硅青铜一般不进行时效强化热处理，如 QSi3-1 用来制作弹性元件时只进行 275 ~ 325℃ 的去应力退火；对含 Ni 的硅青铜，有显著的时效强化效果，如 QSi1-3 合金可以进行固溶时效处理，工艺如下：850℃保温 2 h，水淬，450℃时效 1 ~ 3 h。

铬青铜、锆青铜：均可进行时效强化。工业铬青铜 QCr0.5 热处理制度如下：950 ~ 980℃ 保温 30 min 后，在 400 ~ 450℃时效 6 h，强度显著提高。锆青铜一般在固溶后进行冷变形，在进行时效。如含锆 0.24%（质量分数）的锆青铜，热处理工艺为：920℃ 固溶，冷变形 75%，450℃ 时效。有关各种青铜的热处理和力学性能如表 5.2-49 所示。

表 5.2-49 有关各种青铜的热处理和力学性能

牌　号	状　态	退火温度/℃	σ_b/MPa	δ/%
QSn4-3	退火	600	350	40
QSn4-4-2.5	退火	600	300 ~ 350	35 ~ 40
QSn6.5-0.1	退火	600 ~ 650	350 ~ 450	60 ~ 70
QSn6.5-0.4	退火	600 ~ 650	350 ~ 450	60 ~ 70
QSn6.5-0.3	退火	600 ~ 650	340	52
ZQSn10	金属模铸造	420	200 ~ 250	3 ~ 10
ZQSn10-2			200 ~ 250	2 ~ 10
ZQSn8-4			200 ~ 250	4 ~ 10
ZQSn6-6-3			180 ~ 250	4 ~ 8
ZQSn10-1			250 ~ 350	7 ~ 10
ZQSn8-12			150 ~ 200	3 ~ 8
ZQSn5-25			140 ~ 180	6 ~ 8
QAl5	退火	600 ~ 700	380	65
	冷变形		750	5
QAl7	退火	650 ~ 750	470	70
	冷变形		980	3

续表 5.2-49

牌 号	状 态	退火温度/℃	σ_b/MPa	δ/%
QAl9-2	退火	600 ~ 750	450	20 ~ 40
	冷变形		600 ~ 800	4 ~ 5
QAl9-4	退火	700 ~ 750	500 ~ 600	40
	冷变形		800 ~ 1 000	5
QAl10-3-5	退火	650 ~ 750	500 ~ 600	20 ~ 30
	冷变形		700 ~ 900	9 ~ 12
QAl10-4-4	退火	650 ~ 750	600 ~ 700	35 ~ 45
	冷变形		900 ~ 1 100	9 ~ 15
QBe2	固溶		400 ~ 600	≥30
	固溶 + 冷变形		≥650	≥2.5
	固溶 + 时效		≥1 150	≥2.0
	冷变形 + 时效		≥1 200	≥1.5
QBe1.9 QBe1.7	固溶		400 ~ 600	≥30
	固溶 + 冷变形		≥650	≥2.5
	固溶 + 时效		≥1 150	≥2.0
	冷变形 + 时效		≥1 200	≥1.5
	固溶 + 冷变形		≥600	≥2.5
	冷变形 + 时效		≥1 100	≥2.0
QSi3-1	固溶		350 ~ 380	40 ~ 45
	固溶 + 冷变形		700 ~ 750	1 ~ 2
QSi1-3	挤压		600	12
QCr0.8	固溶时效		430	18
QZr0.4	固溶 + 冷变形 + 时效		420	16

2.5 白铜的热处理

白铜铸锭晶内偏析严重，必须进行均匀化退火。有关均匀化热处理工艺见表 5.2-50。

表 5.2-50 白铜均匀化退火制度

牌 号	温度/℃	时间/h
B19、B25	1 000 ~ 1 050	3 ~ 4
BMn3-12	830 ~ 870	2 ~ 3
BMn40-1.5	1 050 ~ 1 150	3 ~ 4
BZn15-20	940 ~ 970	2 ~ 3

白铜的使用性能在很大程度上决定了热处理工艺。如 BMn3-12 用作精密仪表用，应进行去应力退火，使电阻稳定；而 BMn40-1.5 零件在高温下工作时，应在较高温度下进行短时退火，温度可达 750 ~ 850℃，用作弹性元件的锌白铜 BZn5-20，则在 325 ~ 375℃进行低温退火。白铜加工产品的退火温度见表 5.2-51 和表 5.2-52。

表 5.2-51 白铜加工产品的中间退火温度 ℃

牌号	δ > 5 mm	δ = 1 ~ 5 mm	δ = 0.5 ~ 1.0 mm	δ < 0.5 mm
B19、B25	750 ~ 780	700 ~ 750	620 ~ 700	530 ~ 620
BZn15-20, BMn3-12	700 ~ 750	680 ~ 730	600 ~ 700	520 ~ 600
BAl6-1.5, BA13-3	700 ~ 750	700 ~ 730	580 ~ 700	550 ~ 600
BMn40-1.5	800 ~ 850	750 ~ 800	600 ~ 750	550 ~ 600

表 5.2-52 白铜棒材、线材成品的退火温度 ℃

牌号	规格/mm	半硬	软
BZn15-20	棒材	400 ~ 420	650 ~ 700
	线材 ϕ0.3 ~ 6.0		600 ~ 620
BMn3-12	线材 ϕ0.3 ~ 6.0		500 ~ 540
BMn4.0-1.5	线材 ϕ0.3 ~ 0.8		670 ~ 680
	线材 ϕ0.85 ~ 0.20		690 ~ 700
	线材 ϕ2.1 ~ 6.0		710 ~ 730

2.6 铜及铜合金热处理应注意的问题

铜和铜合金的热处理应在保护气氛下进行，以避免氧化烧损和保持光亮表面。如果铜的热处理温度低于 700℃，最好的保护气氛为水蒸气；如果热处理温度高于 700℃，水蒸气在 Fe 的催化作用下分解为 H_2 和 O_2，使铜氧化和变脆。纯铜在 CO 中加热，表面氧化物会还原，在 CO_2 中会有轻微氧化，在 $CO/CO_2 > 10^{-13} \sim 10^{-10}$ 的气氛中时，可以避免氧化。

黄铜在含氧、含硫气体中加热易氧化变色，但形成的 ZnO 和 ZnS 在 600℃以下起到保护作用，避免进一步氧化；而在真空条件或保护气氛下有脱锌现象，常用的保护气氛为纯氮。

铝青铜在 400℃以下与水蒸气无反应，Cu - Ni、Cu - Ag 可以在 H_2 中进行光亮处理。铜合金退火时常用的炉气类型如表 5.2-53 所示。

表 5.2-53 铜合金退火时常用的炉气类型

材 料	退火用炉气类型
含 Zn 小于 15%（质量分数）的黄铜、铝青铜	含 H_2 的燃烧氨气或水蒸气或含 H_2 和 CO 为 2% ~ 5%（体积分数）的不完全燃烧炉气
含 Zn 小于 15%（质量分数）的黄铜锌白铜	强还原性气氛
锡青铜及含 Sn 和 Al 的低锌铜合金	不含 H_2S 的中等还原性气氛
铝青铜、铬青铜、硅青铜和铍青铜	纯氢或分解氨

3 钛及钛合金的热处理

3.1 钛及钛合金

钛在元素周期表中位于第四周期第四副族，原子序数为 22，钛原子的 22 个电子在各电子层的分布为

1s22s2p63s23p63d24s2

其特点为d电子层不充满，属于过渡金属。钛的原子量为47.90，主要同位素的原子量有46、47、48、49、50。钛具有两种同素异形晶体，分别以α和β表示。钛的同素异晶转变为882.5℃，低温晶体α为密排立方点阵，在882.5℃以上稳定的β晶体为体心立方点阵。

表5.2-54给出了纯钛的一般物理性质和与其他材料的比较。

钛的化学活性极强，在熔化状态下能与绝大多数坩埚或造型材料发生反应，在高温下也会与卤素、氧、硫、碳、氮等元素进行强烈的反应。钛在室温开始吸氢，300℃吸氢量很高；钛与氧开始明显发生作用的温度为600℃，与氮发生作用的温度高于700℃。在无氧的情况下，钛在电解质水溶液的电极电位可达－0.27 V；在有氧的情况下，钛的表面由于生成一层致密的氧化膜而钝化，电极电位可达＋0.40～＋0.46 V。钛之所以具有高的抗腐蚀性能，是因为在表面形成了这一层结合牢固、致密而且破损时还能自动愈合的氧化物薄膜。因此，钛在潮湿大气、海水、氯化物水溶液及氧化性酸和大多数有机酸，其抗蚀性相当于或超过不锈钢。但钛在某些介质中是不稳定的，如还原性酸、氢氟酸、干氯气等。

表5.2-54　纯钛的一般物理性质和与其他材料的比较

材　料	钛	锆	铝合金 7075－76	不锈钢 AISI321
原子序数	22	40	13	26
结晶结构	HCP＜860℃＜BCC	HCP＜860℃＜BCC	FCC	FCC
熔点/℃	1 668	1 852	476～638	1 400～1 427
密度/g·cm^{-3}	4.51	6.45	2.80	8.03
纵弹性模量/GPa	108.5	91	723	203
比热容（100℃）/J·K^{-1}	0.522 5	0.292 6	0.961 4	0.5016
电阻率（20℃）/Ω·μm	47～55	40～54	5.75	72
相对电导率（铜为100%）/%	3.1	3.1	30	2.35
线胀系数（20～100℃）/10^{-6}K^{-1}	9.0	5.8	5.8	16.5

钛合金广泛应用于宇航、化工、航空等工业中，它具有高的比强度和比刚度，同时具有好的中温抗腐蚀性能，在较低的温度下仍能保持良好的塑性。

3.1.1　钛的合金化原理

按不同元素与钛合金的作用考虑，可以进一步分为α稳定元素、β稳定元素及中性元素。

具体分类如图5.2-6所示。

α稳定元素　这类元素提高钛的同素异形转变温度，扩大α相相区和增加α相在热力学的稳定性。α稳定元素在α相中有较大的固溶度，在复相合金中优先溶于α相，是强化α相的主要元素。常见的元素包括铝、镓、硼、氧、氮、碳。

β稳定元素　β稳定元素一般降低α⇌β转变温度，扩大β区，在复相合金中优先溶于β相。是强化β相的主要元素。进一步划分为同晶型β稳定元素和共析型β稳定元素。同晶型β稳定元素典型的元素有铌、钽、钒、钼，它们与β-Ti有相同的晶体结构，并在其中无限溶解。这些元素的浓度超出一定值后，可以使β相完全稳定到室温。共析型β稳定元素除具有降低同素异型温度外，尚有共析转变。这类元素包括范围广，共析反应速度相差很多。如锰、铬、铁，共析反应温度较低，转变速度极低，在一般条件下转变难以进行，称为非活性共析型元素；反之，硅、铜、氢、镍、银等元素，共析转变速度极快，淬火也无法阻止其进行，因此这些元素不能将β相稳定到室温，相应这些元素称为活性共析型元素。

中性元素典型的元素有锆、铪，它们在α－Ti和β－Ti中无限溶解，随着组元浓度增加，α⇌β转变温度虽有所下降，但在有实用价值的范围内，可以认为变化不大。这些元素对α和β相都有强化，但不十分显著。杂质元素钛中的主要杂质元素是氧、氮、碳、氢、铁和硅，其中前四种属间隙型元素，目前生产中，工业钛合金中氢、氧、氮含量分别控制在0.015%，0.15%和0.1%以下。

钛合金中主要合金元素在钛中的相图如图5.2-7所示。

3.1.2　钛及钛合金分类

工业纯钛：其冷加工和热加工性能好，可以制成各种规格的板材、棒材、型材、带材和管材等，可以进行冷冲压。用于要求塑性高、有适当的强度、耐蚀性和焊接性的零件。主要牌号、成分和力学性能如表5.2-55所示。

钛合金按退火的组织形态可以分为α钛、β钛和α＋β钛。

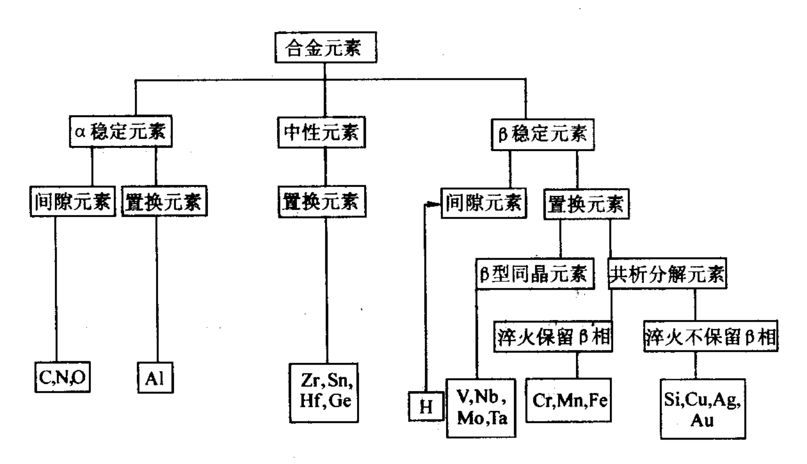


图5.2-6　钛中合金元素分类

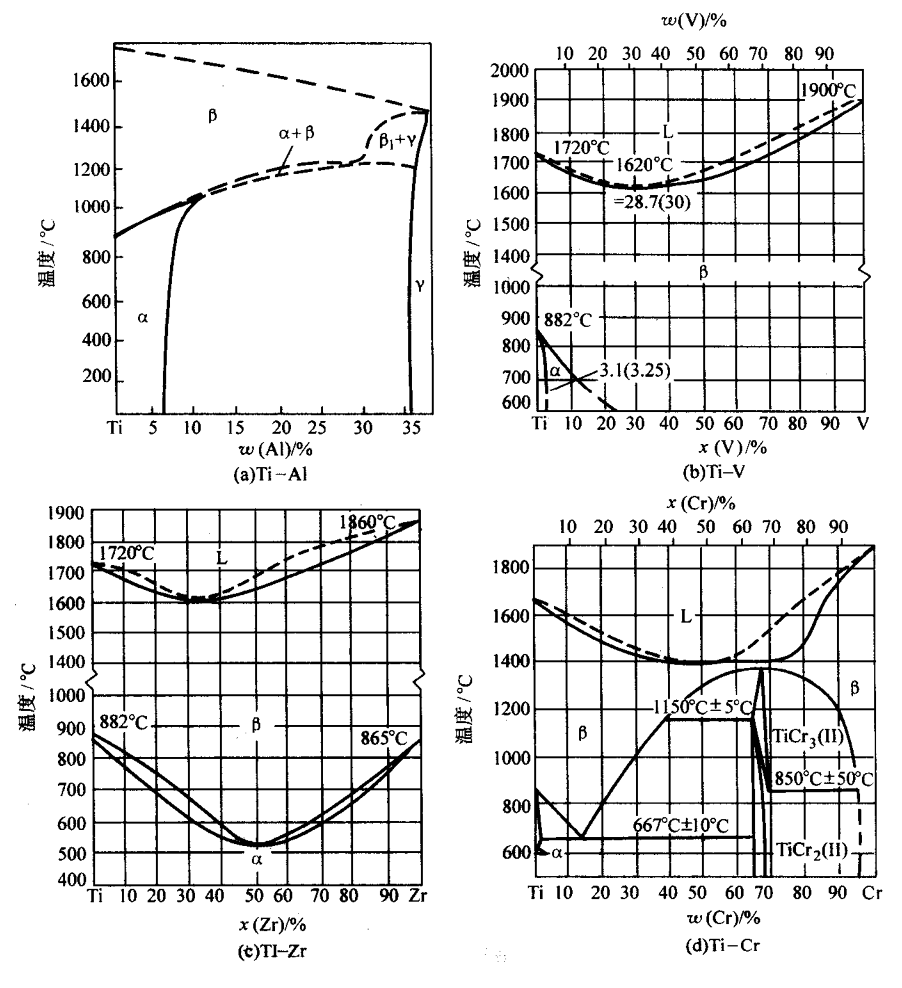


图 5.2-7　钛合金相图

表 5.2-55　工业纯钛及化学成分

工业纯钛牌号	杂质元素含量≤（质量分数）/%						钛
	铁	硅	碳	氢	氧	氮	
TA1	0.15	0.10	0.05	0.03	0.15	0.10	余量
TA2	0.30	0.15	0.10	0.05	0.15	0.15	
TA3	0.30	0.15	0.10	0.05	0.15	0.15	

α 钛合金：主要合金元素为铝及锆和锡，起固溶强化的作用。这类合金多呈单相 α 固溶体，不能热处理强化。近 α 钛合金由于添加少量 β 相稳定元素，具有微弱的热处理强化效应。合金中铝含量一般小于 6%，否则产生有序 Ti_3Al 相，使塑性和断裂韧度急剧下降。主要 α 钛合金的化学成分见表 5.2-56。

α+β 钛合金　在钛合金中同时加入一定量 α 和 β 稳定元素，可以得到 α+β 钛合金。α 稳定元素主要是铝，其次是锡和锆；β 稳定元素主要是钒、钼、铬和锰、硅等，一般加入量（质量分数）约为 4%～6%，这样得到一定的 β 相，以改善材料的塑性和热处理强化能力。主要牌号和成分如表 5.2-57。

表 5.2-56　α 钛合金的化学成分　　%

合金牌号	化学元素（质量分数）				杂质元素（质量分数）≤					
	Al	Sn	Cu	Zr	Fe	Si	C	N	H	O
TA4	2.0～3.5	—	—	—	0.30	0.05	0.10	0.05	0.015	0.15
TA5	3.3～4.7	—	—	0.005B	0.30	0.15	0.10	0.04	0.015	0.15
TA6	4.0～5.5	—	—	—	0.30	0.15	0.10	0.05	0.015	0.15
TA7	4.0～6.0	2.0～3.0	—	—	0.30	0.15	0.10	0.05	0.015	0.20
TA8	4.5～5.5	2.0～3.0	2.5～3.2	1.0～1.5	0.30	0.15	0.10	0.05	0.015	0.15

表 5.2-57　α+β 钛合金主要牌号和化学成分

合金牌号	代　号	主要化学成分（质量分数）/%								
		Al	Cr	Mo	Sn	Mn	V	Fe	Si	B
TC1	Ti-2Al-1.5Mn	1.0～2.5	—	—	—	0.8～2.0	—	—	—	—
TC2	Ti-3Al-1.5Mn	2.0～3.5	—	—	—	0.8～2.0	—	—	—	—

续表 5.2-57

合金牌号	代　号	主要化学成分（质量分数）/%								
		Al	Cr	Mo	Sn	Mn	V	Fe	Si	B
TC3	Ti-5Al-4V	4.5~6.0	—	—	—	—	3.5~4.5	—	—	—
TC4	Ti-6Al-4V	5.5~6.8	—	—	—	—	3.5~4.5	—	—	—
TC5	Ti-5Al-2.5Cr	4.5~6.2	2.0~3.0	—	—	—	—	—	—	—
TC6	Ti-5Al-2Cr-2Mo-1Fe	4.5~6.2	1.0~2.5	1.0~2.8	—	—	—	0.5~1.5	—	—
TC7	Ti-6Al-0.6Cr-0.4Fe-0.4Si-0.01B	5.0~6.5	0.4~0.9	—	—	—	—	0.25~0.6	0.25~0.6	0.01
TC8	Ti-6.5Al-3.5Mo-0.25Si	5.8~6.8	—	2.8~3.8	—	—	—	—	0.2~0.35	—
TC9	Ti-6.5Al-3.5Mo-0.25Sn-0.3Si	5.8~6.8	—	2.8~3.8	1.8~2.8	—	—	—	0.2~0.4	—
TC10	Ti-6Al-6V-2Sn-0.5Fe-0.5Cu	5.5~6.5	—	—	1.5~2.5	—	5.5~6.5	0.35~1.0	—	0.35~1.0Cu

β钛合金　含有较多的β相稳定元素，如钼、钒、铬、锰、镍等，以TB表示。该合金由高温空冷或水冷后能得到单一的β相组织，通过时效可以提高合金的强度。典型牌号如表5.2-58所示。

表5.2-59给出了常用钛合金的α+β⟶β相变终了点的温度。

表 5.2-58　β钛合金的主要化学成分

合金牌号	名义组成	主要化学成分（质量分数）/%				
		Al	Mo	Cr	V	Ti
TB1	Ti-3Al-8Mo-11Cr	3.0~4.0	7.0~8.0	10.0~11.5	—	
TB2	Ti-3Al-5Mo-5V-8Cr	2.5~3.5	4.7~5.7	7.5~8.5	4.7~5.7	

3.2　钛合金的退火

钛合金退火的目的在于消除内应力、稳定组织，提高塑性和保证一定的力学性能。具体可以分为去应力退火、完全退火、等温退火和双重退火和真空热处理退火。

表 5.2-59　常用钛合金的α+β→β相变终了点的温度　℃

纯钛	TA4	TA5	TA6	TA7	TA8	TC1	TC2	TC3	TC4	TC5	TC6	TC7	TC8	TC9	TC10	TB1	TB2
890~920	960~980	980~1 000	1 000~1 020	1 000~1 020	950~980	910~930	920~940	960~970	980~990	950~980	950~980	1 010~1 030	1 000~1 020	930~960	750~780	750~780	740~760

3.2.1　去应力退火

该退火的目的在于消除冷加工成形或焊接等过程中的内应力，金属内部一般发生回复现象。退火温度一般在450~650℃之间。其具体温度和时间参数取决于初始残余应力和应力松弛的最终程度及材质。图5.2-8给出了TC4合金加热温度和保温时间对应力松弛影响情况。由图可以看出，退火温度越高，保温时间越长，内应力消除得越彻底。表5.2-60和表5.2-61给出了相应钛合金去应力退火的工艺规范。

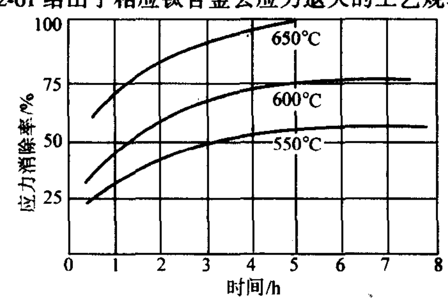


图 5.2-8　TC4合金加热温度和时间对应力松弛影响

3.2.2　完全退火

目的在于使钛合金的组织和性能均匀，具有适当的韧性和塑性。α钛合金完全退火过程主要发生再结晶，其退火温度选择在α+α/β相变点以下120~200℃，温度过高引起氧化和晶粒长大，过低则再结晶不完全；可热处理强化的β钛合

表 5.2-60　钛合金去应力退火的工艺规范

合金牌号	加热温度/℃	保温时间/h
工业纯钛	480~595	0.25~4
TA4	640~660	1~1.5
TA5	640~660	1~1.5
TA6	640~660	1~1.5
TA7	610~630	1~1.5
TA8	610~630	1~1.5
TC1	520~560	1~1.5
TC2	550~580	1~1.5
TC3	550~650	0.5~4
TC4	580~620	1~1.5
TC6	630~670	1~1.5
TC7	550~650	0.5~2
TC9	550~650	0.5~4
TC10	480~650	1~8
TB2	610~630	1~1.5

表 5.2-61　钛合金去应力退火保温时间

最大截面/mm	<1.5	1.5~2.0	2.1~5.5	>5.5
保温时间/min	10	15	25	60

金完全退火温度选择在 α+β/β 相变点以上，采用空冷方式，也相当于固溶处理；对于 α+β 两相合金，退火温度选择在 α+β/β 相变点以下 120~200℃，并采用空冷方式进行冷却，在完全退火过程中，不仅发生再结晶，而且 α 和 β 相的组成、数量和形态也发生变化。钛合金具体的完全退火工艺规范见表 5.2-62。

表 5.2-62　钛合金退火工艺

合金牌号	退火处理类别	产　品	加热温度/℃	保温时间/min	冷却方式
工业纯钛	完全退火	棒材、锻件、型材	670~700	30~120	空冷
		板材	500~550	30~120	空冷
TA4	完全退火		700~750	30~120	空冷
TA5	完全退火	棒材、锻件、型材	800~850	30~120	空冷
		板材	750~800	30~120	空冷
TA6	完全退火	棒材、锻件、型材	800~850	30~120	空冷
		板材	750~800	30~120	空冷
TA7	完全退火	棒材、锻件、型材	800~850	—	空冷
		板材	750~800	—	空冷
TA8	完全退火		750~780	60~120	空冷
TC1	完全退火	棒材、锻件、型材	700~730	—	空冷
		板材	650~670	—	空冷
	等温退火		840±10	—	炉冷
			650±10	60~90	空冷
TC2	完全退火	棒材、锻件、型材	700~730	—	空冷
		板材	650~700	—	空冷
	等温退火		840±10	—	炉冷
			650±10	60~90	空冷
TC3	完全退火		700~800	60~120	空冷
TC4	完全退火		700~800	60~120	空冷
			840±10	60~90	炉冷
	等温退火		650±10	60~90	空冷
	除氢退火		700~815，炉冷到 590	30~120	炉冷、空冷
	多次退火		730 以 55/h 冷却到 565	240	炉冷、空冷
			950 以 55/h 冷却到 565	—	炉冷、空冷
			675 以 55/h 冷却到 565	60	炉冷、空冷
TC6	完全退火		750~850	60~120	空冷
	等温退火		870±10		炉冷
			650±10	60~90	空冷
TC7	完全退火	棒材、锻件、型材	800~850	60~120	空冷
	双重退火		920±10		空冷
			590±10		空冷
TC9	完全退火		600	60	空冷
TC10	完全退火		700~830	45~120	空冷
TB2	完全退火		800±10	30	空冷

3.2.3　等温退火和双重退火

等温退火使用于 β 元素含量比较高的 α+β 合金，目的保证 β 相充分分解，使工件具有较好的塑性和热稳定性。一般将工件加热至比相变点低 30~80℃以下保温后，将工件移

到某一较低温度保温空冷；或直接炉冷。

双重退火是为了改善 α+β 合金的塑性、断裂韧度和组织稳定性。第一次加热温度高于或接近于再结晶温度，在保证晶粒不长大的情况下使再结晶充分进行；第二次加热至较低的温度长时保温，使 β 相充分分解，以保证组织的稳定性。

3.3 钛合金的固溶和时效

3.3.1 固溶处理

α+β 合金常在 α+β 两相区加热，亚稳定 β 合金为防止晶粒长大，一般选择在稍高于 β 相变点的温度加热。保温时间尽量缩短。可以按下式进行计算，

$$T=(5\sim8)+AD$$

式中，T 为保温时间，min；A 为保温时间系数，3 min/mm；D 为工件有效厚度，mm。

淬火介质一般用水，有时也用高闪点、低黏度的油。另外，如果板材厚度在 4 mm 以下，可以使用亚硝酸盐或硝酸盐在盐槽中淬火，但禁用含氯化物的盐类。对于含 β 稳定元素少的 α+β 合金，淬火转移时间要快，否则会导致 α 相从 β 相中析出，使力学性能下降，对于 β 稳定元素较多的合金，淬火转移时间可以相应延长。固溶处理温度对 TC4 合金性能的影响见图 5.2-9。

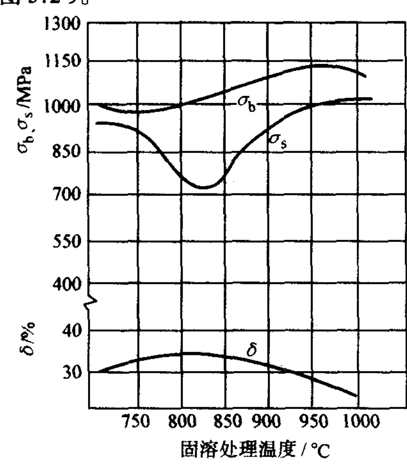


图 5.2-9　固溶处理温度对 TC4 合金性能的影响

3.3.2 时效

钛合金的时效规范一般取决于材料对力学性能的要求。如 Ti-6Al-4V 合金在 500℃ 时效可以得到较高的强度，540℃ 时效时强度和伸长率均较好；时效温度提高到 675℃，可以得到较高的断裂韧度。如果合金中含有较多的过渡族元素，如钼、钒、铬、锰等，常在 500℃ 以上进行时效，否则会形成 ω 相。另外生产中采用的时效时间较长，以使组织接近于平衡组织。常用的固溶时效规范见表 5.2-63。

表 5.2-63　钛合金固溶时效处理规范

合金牌号	产品类型	固溶处理			时效		
		加热温度/℃	保温时间/h	冷却介质	加热温度/℃	保温时间/h	冷却介质
TC3	—	800~850	—	水	420~500	4~6	空气
TC4	—	925±10	0.5~2	水	500±10	4	空气
	棒材、锻件、型材	900~950	0.5~1	水	510~590	2~3	空气
TC6	—	840~880	1~1.5	水	550~560	2~4	空气
TC9	—	900~950	1~1.5	水	500~600	2~6	空气
TC10	板材	880~930	0.25~0.5	水	570~595	4~8	空气
	棒材、锻件、型材	870~930	0.5	水	540~620	4~8	空气
TB2	—	800±10	0.5	水	500±10	8	空气

3.4 钛合金的形变热处理

钛合金在形变过程中晶粒内部位错密度增加，晶粒和亚晶得到细化，析出相不但析出加快，而且分布更加弥散，这样提高了钛合金的室温强度和塑性；另一方面，钛合金在变形过程中基体发生多变形化，亚组织比较稳定，提高了合金疲劳强度和热强性。几种钛合金的形变热处理工艺和力学性能见表 5.2-64。

表 5.2-64　几种钛合金的最佳形变热处理工艺与性能

合金	热处理工艺	室温性能				450℃瞬时强度			450℃持久强度	
		σ_b/MPa	δ/%	ψ/%	σ_{-1}/MPa	σ_b/MPa	δ/%	ψ/%	σ/MPa	时间/h
Ti-6Al-2.5Mo-2Cr-0.3Si-0.5Fe	850℃淬火+550℃，5 h 时效	1 150	10	48	560	770	15	46	690	73
	850℃变形 50%~70%，水冷+550℃，5 h 时效	1 460	10	45	610	920	13	67	690	163
Ti-6Al-4V	880℃淬火+590℃，2 h 时效	1 160	15	43	500	743	18.5	63.5	750	110
	920℃变形 50%~70%，水冷+590℃，2 h 时效	1 400	12	50	590	985	15	63	750	120
Ti-4.5Al-3Mo-1V	880℃淬火+480℃，12 h 时效	1 165	10	39	620	900	17	65	600	24
	850℃变形 50%~70%，水冷+480℃，5 h 时效	1 270	10	39	620	900	17	65	600	86

3.5 钛合金热处理应注意的问题

钛合金在高温时如果和氧接触，会生成一层氧化膜，同时氧向内部扩散，形成一层富氧的 α 层。富氧 α 层塑性很差，易脱落。如果热处理过程中生成富氧 α 层，可以用机械加工的方法清除。而对于精密的细薄件，可以采用真空、惰性气体介质加热或采用涂层保护。

钛合金中如果含过多的氢，可导致氢脆。因此钛合金热处理最好在真空炉中进行，盐浴和空气炉也可以。但在燃烧炉加热时，炉气应为中性或略带氧化气氛，而且火焰不能直

接喷向工件。

钛合金在温度较高时易产生应力腐蚀，尤其是接触氯盐。因此在热处理前后搬运过程中注意清洁，防止氯化物的离子通过指痕等进入零件。

4　镁合金的热处理

4.1　镁及镁合金

镁是地壳中蕴藏量很丰富的元素。镁为一种轻合金，熔点 650℃，密度 1.74 g/cm³。镁为密排立方结构，在室温和低温下滑移系较少，冷变形主要沿 $\{0001\}$ 基面 $<11\bar{2}0>$ 向滑移和 $\{10\bar{1}2\}$ 孪晶，塑性很低，易于脆断。只有在温度高于 225℃后，滑移系增多，塑性才会明显提高。镁及其合金具有高的比强度和比刚度和良好的减振能力，同时兼具优良的切削加工和抛光性能。其化学性能很活泼，易氧化，可做还原剂，但在潮湿大气中的抗腐蚀性能差。

镁中常用的合金元素有锰、铝、锌、锆及稀土元素等，可以分为变形镁合金和铸造镁合金。常见的铸造和变形镁合金的化学成分和力学性能见表 5.2-65，特点和用途见表 5.2-66。

表 5.2-65　镁合金主要化学成分及力学性能

类别	牌号	主要成分（质量分数）%							热处理状态	20℃		150℃		250℃		500℃	
		Zn	Zr	Mn	RE	Nd	Ce	Al		σ_b/MPa	δ/%	σ_b/MPa	δ/%	σ_b/MPa	$\sigma_{0.2/100}$/MPa	σ_b/MPa	$\sigma_{0.2/100}$/MPa
铸造镁合金	ZM1	3.5～5.5	0.5～1.0	—	—	—	—	—	SZS	240	5.0	—	—	—	—	—	—
	ZM2	3.5～5.0	0.5～1.0	—	0.7～1.7	—	—	—	S	220	4.0	—	—	—	—	—	—
	ZM3	0.2～0.7	0.4～1.0	—	2.3～4.0	—	—	—	M	145	3.0	—	—	145	25	110	—
	ZM4	2.0～3.0	0.5～1.0	—	2.5～4.0	—	—	—	S	150	4.0	—	—	130	30	95	—
	ZM5	0.2～0.8	—	0.15～0.5	—	—	—	7.5～9.0	Z/ZS	230 (230)	5 (2)	—	—	—	—	—	—
	ZM6	0.2～0.7	0.4～1.0	—	—	2.0～3.0	—	—	ZS	260	5.0	—	—	170	38	110	—
	ZM8	5.5～6.5	0.5～1.0	—	2.0～3.0	—	—	—	ZS	310	9.5	—	—	—	—	—	—
	ZM9			—		—	—	—	S	220	8.0	—	—	140			
变形镁合金	MB1	—	—	1.3～2.5	—	—	—	—	M	210	4	130	45	60			
	MB2	0.2～0.8	—	0.15～0.5	—	—	—	3.0～4.0	M	240	12						
	MB3	0.8～1.5	—	0.4～0.8	—	—	—	4.0～5.0	M	250	12						
	MB5	0.5～1.5	—	0.15～0.5	—	—	—	5.5～7.0	M	260	8.0						
	MB6	2.0～3.0	—	0.20～0.5	—	—	—	5.0～7.0	M (Z)	290 (300)	7.0 (10.0)	—	—	—	—	—	—
	MB7	0.2～0.8	—	0.15～0.5	—	—	—	7.8～9.2	Z	300	8.0	—	—	—	—	—	—
	MB8	—	—	1.5～2.5	—	—	0.15～0.35	—	M	250	18	160	—	120	—	—	—
	MB15	5.0～6.0	0.3～0.9	—	—	—	—	—	Z (ZS)	280 (370)	23.4 (9.5)	—	—	—	—	—	—

注：M 为退火处理；Z 为固溶处理；S 为人工时效；ZS 为固溶淬火加人工时效。

表 5.2-66　镁合金的特点和用途

类别	代号	主 要 特 点	用　途
铸造镁合金	ZM1	强度高，耐蚀，流动性好，热裂倾向大，焊接性能差	飞机轮毂、轮缘、支架、隔框
	ZM2	高温性能好，焊接性、流动性好，不易热裂	200℃以下工作的发动机零件，机匣、整流舱、电机壳
	ZM3	耐蚀性、流动性好，可焊，易热裂，200～250℃之间蠕变性能好，瞬时强度高	高温下要求气密的零件，如发动机增压机匣，压缩机匣，扩散器壳体及进气管
	ZM4	力学性能的尺寸效应大，流动性好，线收缩小，不易热裂，可焊，耐蚀	飞机发动机、仪表零件，如机舱隔框、电机壳体、轮毂、轮缘

续表 5.1-66

类别	代号	主要特点	用途
变形镁合金	MB1	高温塑性好，室温塑性低，耐蚀，可焊，切削性能好，无应力腐蚀倾向，不能热处理强化	供油系统附件等形状简单、载荷小的耐蚀件
	MB2	高温塑性好，冷态塑性中等，可焊，切削性能好，应力腐蚀倾向小，不能热处理强化	形状复杂的锻件和模锻件
	MB8	高温性能好，强度中等，工艺塑性好，耐蚀，可焊，切削性能好，无应力腐蚀倾向，不能热处理强化	飞机蒙皮、壁板及内部零件
	MB15	强度高，耐蚀性好，切削性能好，无应力腐蚀倾向	室温下承受大载荷件，如机翼翼肋，工作温度低于150℃

4.2 镁合金的退火热处理

镁合金的热处理分为两种：消除内应力退火和完全再结晶退火。消除内应力退火的目的在于消除工件加工成形过程中的内应力，退火温度低于再结晶温度，退火时间也短；再结晶退火的目的在于消除加工硬化，回复和提高工件的塑性，退火温度高于再结晶退火的温度，相应的退火保温时间也长。对于尺寸要求比较严格的部件，去应力退火是必需的。有关的镁合金退火热处理规范见表 5.2-67。

表 5.2-67 镁合金热处理退火规范

合金牌号	完全退火		消除内应力退火			
			板材		挤压件和锻件	
	温度/℃	时间/h	温度/℃	时间/h	温度/℃	时间/h
MB1	340～400	3～5	205	1	260	0.25
MB2	350～400	3～5	150	1	260	0.25
MB3	—	—	250～280	0.5	—	—
MB8	280～320	2～3	—	—	—	—
MB15	380～400	6～8	—	—	260	0.25

4.3 镁合金的固溶处理和时效

4.3.1 固溶淬火处理

有些镁合金，如 MB6、ZM5 等在压力加工或铸造成形后，为提高抗拉强度和伸长率，可以只进行固溶淬火处理。为使强化相充分溶解，应需要较长的加热保温时间。

4.3.2 时效处理

对某些镁合金，可以直接进行人工时效处理，得到相当高的时效硬化效果。典型的合金如 MB15。对 Mg-Zn 系合金，加热淬火使晶粒长大，反不如进行直接人工时效。

4.3.3 固溶淬火及人工时效处理

固溶处理可以提高合金的屈服强度，但塑性有所降低，主要用于 Mg-Al-Zn 系和 Mg-RE-Zr 系。图 5.2-10 可见固溶温度对镁合金力学性能的影响。表 5.2-68 为常见镁合金的热处理规范。

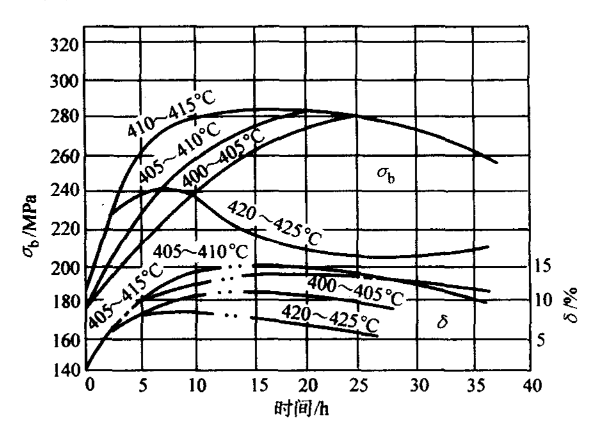


图 5.2-10 固溶温度和时间对 ZM5 合金性能的影响
（实线为 σ 曲线，点划线为 δ 曲线）

表 5.2-68 镁合金常用的热处理规范

合金类别	合金系	合金牌号	热处理类型		固溶处理			时效（退火）		
					加热温度/℃	加热时间/h	冷却介质	加热温度/℃	加热时间/h	冷却介质
高强度铸造镁合金	Mg-Al-Zn	ZM5	Ⅰ	Z	415±5	14～24	空气	175±5	16	空气
				ZS	415±5	14～24	空气	200±5	8	空气
			Ⅱ	Z	415±5	6～12	空气	170±5	16	空气
				ZS	415±5	6～12	空气	200±5	8	空气
	Mg-Zn-Zr	ZM1	S		—	—	—	175±5	28～32	空气
					—	—	—	195±5	16	空气
		ZM2	S		—	—	—	325±5	5～8	空气
		ZM8	ZS		480（H_2）	24	空气	150	24	空气

续表 5.2-68

合金类别	合金系	合金牌号	热处理类型	固溶处理			时效（退火）		
				加热温度/℃	加热时间/h	冷却介质	加热温度/℃	加热时间/h	冷却介质
耐热铸造镁合金	Mg-RE-Zn-Zr	ZM3	S	—	—	—	200±5	10	空气
		ZM4	M	—	—	—	325±5	5~8	空气
			Z	570±5	4~6	压缩空气	—	—	—
			ZS	570±5	4~6	压缩空气	200	12~16	空气
		ZM6	ZS	530±5	8~12	压缩空气	205	12~16	空气
	Mg-Y	ZMg	S	—	—	—	310	16	空气
高强度变形镁合金	Mg-Mn	MB1	M	—	—	—	340~400	3~5	空气
	Mg-Mn-Ce	MB8	M	—	—	—	280~320	2~3	空气
	Mg-Al-Zn	MB2	M	—	—	—	280~350	3~5	空气
		MB3	M	—	—	—	250~280	0.5	空气
		MB5	M	—	—	—	320~380	4~8	空气
		MB6	M	—	—	—	320~350	4~6	空气
			Z	380±5	—	—	—	—	—
		MB7	M	—	—	—	200±10	1	空气
			ZS	415±5	—	—	175±5	10	—
	Mg-Zn-Zr	MB15	S	—	—	—	150	2	空气
			ZS	515	2	水	150	2	空气
耐热变形镁合金	Mg-Nd-Zr	MA11	ZS	490~500	—	水	175	24	空气
		MA12	ZS	530~540	—	水	200	16	空气
镁锂合金	Mg-Li		M	—	—	—	175	6	空气
				—	—	—	150	16	空气

注：M 为退火；Z 为固溶处理；S 为人工时效；ZS 为固溶淬火加人工时效。

5　其他非铁金属的热处理

5.1　镍和镍合金的热处理

镍和锰、铁等元素形成固溶型合金，具有优良的耐蚀性、良好的力学和工艺性能。另外适当添加一定的合金元素，可以得到高电阻、低电阻系数、高耐热性和特殊电、磁合金。表 5.2-69 和表 5.2-70 给出了纯镍和镍合金的特性和用途、加工和热处理参数。

表 5.2-69　镍和部分镍合金的特性及用途

类型	合金牌号	主要成分（质量分数）/%	加工产品	用途
工业纯镍	N2	Ni>99.98	板、带	机械、化工设备耐蚀性构件、精密仪表仪器构件、电子管及无线电设备零件、医疗器械、食品卫生器皿
	N4	Ni+Co>99.9	板、带	
	N6	Ni+Co>99.5	板、带、箔、管、棒、线	
	N8	Ni+Co>99.0	板、带、棒、线	
镍锰合金	NMn3	Mn2.30~3.30	线	内燃机火花塞
	NMn5	Mn4.60~5.40	线	

续表 5.1-69

类型	合金牌号	主要成分（质量分数）/%	加工产品	用途
镍铜合金	NCu40-2-1	Cu38~42, Mn1.05~2.25, Fe≤1.0	板、带、箔、管、棒、线	高强度耐蚀零件、高压充油电缆、供油槽、加热设备和医疗器械零件
	NCu28-2.5-1.5	Cu27~29, Mn1.2~1.8, Fe2.0~3.1	板、带、箔、管、棒、线	

表 5.2-70　镍和镍合金各种加工参数和热处理参数

合金代号	浇注温度/℃	热加工温度/℃	退火温度/℃	收缩率/%
N2、N4、N6、N8	1 500~1 550	860~1 200	650~800	2.0
NCu28-2.5-1.5	1 500~1 550	1 000~1 150	700~850	2.1
NCu40-2-1	1 420~1 480	1 040~1 180	550~800	
NMn3	1 500~1 560	1 150~1 200	650~900	
NMn5	1 520~1 580	1 150~1 250	650~900	

5.2 钨、钼热处理

5.2.1 纯钨、钼

钨、钼同属 VIB 族元素，是典型的高熔点元素。具有以下特点：熔点高，强度大，弹性模量高，膨胀系数小，蒸气压低，导电导热性能优良，但都存在高温氧化和低温脆性的问题。表 5.2-71 给出了钨、钼的物理性能和室温力学性能。

表 5.2-71 钨、钼的物理性能和室温力学性能

材料	Mo	W
结构	b.c.c	b.c.c
密度/g·cm^{-3}	10.2	19.32
熔点/℃	2 620	3 380
沸点/℃	4 804	5 930
线胀系数/10^{-6}K^{-1}	5.3	4.6
热导率/W·(cm·K)$^{-1}$	1.3	1.5
比电阻/μΩ·m	0.05	0.05
再结晶温度/℃	800	1 150
弹性模量/GPa	320～360	390～410
抗拉强度/MPa	550	600
泊松比	0.3	0.3
2 438 K 时蒸气压/Pa	2 250 000	

合金化的目的在于进一步提高高温强度、抗氧化能力和焊接性能。固溶强化作用的钨的合金元素主要有钼、铌、钽、钒，钼的合金元素主要有钨；向钼中加 Ti、Zr、Hf、B 等可以起到微合金强化的效果。

5.2.2 钨的热处理

钨及其合金由于加工硬化速率快，内应力大，必须进行热处理。消除应力退火用来消除加工造成的残余应力，降低硬度，改善塑性，消除应力退火的温度一般在再结晶温度以下 200℃。再结晶退火用于开坯阶段，以减少或消除组织的不均匀性，但接近成品或成品时不能进行再结晶退火，否则会导致脆-塑转变温度的升高。钨板的再结晶温度见表 5.2-72。而对于 W-Hf-C 和 W-Re-Hf-C 等沉淀强化钨合金，可以采用形变热处理。

表 5.2-72 钨板的再结晶温度

板厚/mm	加工率/%	开始再结晶温度/℃	完全再结晶温度/℃
10	60	1 300～1 350	1 450～1 500
3	70	1 250～1 300	1 450～1 500
1.0	90	1 150～1 200	1 400
0.5	95	1 100～1 150	1 350

5.2.3 钼的热处理

钼及其合金的热处理，主要采用消除应力退火、再结晶退火、高温退火和形变热处理。消除应力退火释放一部分内能，使再结晶温度提高，提高金属的加工温度和使用温度。同时降低合金强度，增加塑性，其消除应力退火温度低于再结晶温度，对于纯钼及固溶体钼合金在接近成品和半成品时几乎全部采用消除应力退火；完全再结晶退火用于钼合金的加工过程中，以细化晶粒、提高钼的密度。表 5.2-73 和表 5.2-74 给出了纯钼板和 Mo－0.5Ti 再结晶温度。工业钼中杂质含量高，高温退火可以对杂质有晶界通过扩散进入晶内，提高塑性，但加热和冷却参数要恰当选择。

表 5.2-73 纯钼板再结晶温度

名称	状态	再结晶温度/℃	
		$T_{开始}$	$T_{终了}$
钼薄板	冷轧 1.0 mm 板	800～850	1 050～1 100

表 5.2-74 Mo－0.5Ti 再结晶温度

名称	工艺条件	再结晶温度/℃
挤压坯	1 500～1 600℃，挤压比 3:1	1 400
锻坯	1 350～1 400℃，变形量 67%	1 350
轧坯	1 300～1 350℃，变形量 83%	1 200

编写：刘勇（哈尔滨工业大学）

第3章　粉末冶金材料和零件的热处理

粉末冶金是制取金属材料的一种冶金方法，也是机器零件的一种加工方法。它是少无切削加工工艺之一，可用以制造用其他方法难以成形的零件和各种精密机器零件。

粉末冶金件经成形和烧结后可进行热处理及其他方法处理以提高零件的力学性能和使用性能，各种处理方法列于表5.3-1。

表5.3-1　粉末冶金件成形烧结后处理

处理方法		简 要 说 明	应 用 举 例
压力加工	整形	工件在整形模中受压，校正烧结变形，提高精度，减小表面粗糙度	铁、铜、不锈钢制品
	复压	工件在复压模中受压，提高密度	铁、铜、不锈钢制品
	精压	工件在精压模中受压，金属流动，改变形状	需改变形状的塑性件
	滚挤压	工件受滚轮或标准齿轮对滚挤压，提高精度、密度	齿轮、球面轴承、钨钼管
浸渗	浸油	多孔件孔隙吸入润滑油，改善自润滑性能并防锈	铁、铜基减摩零件
	浸塑料	多孔件孔隙吸入聚四氟乙烯分散液，经热固化后，实现无油润滑	金属塑料减摩零件
	浸硫	多孔件孔隙吸入熔融硫，起润滑及封孔的作用	减摩件、需封孔的结构件
	浸熔融金属	多孔件孔隙吸入熔融金属，以提高强度及耐磨性	铁基件浸铜或铅
热处理	整体淬火	需在保护气氛下加热，孔隙的存在可减小内应力，一般可不回火，其余工艺要求同致密材料	不受冲击而要求耐磨的铁基零件
	表面淬火	通常用感应加热，工艺同致密材料	要求外硬内韧的低碳铁基零件
	渗碳淬火	孔隙易渗透，应根据孔隙度大小，适当减少渗碳时间；或经硫化封孔后再渗碳。其余工艺要求同致密材料	要求外硬内韧的铁基零件
	碳氮共渗	经硫化封孔或高密度工件，用一氧化碳和分解氨为介质，在850℃左右进行碳氮共渗，比渗碳硬度高，速率快	要求外硬内韧的低碳铁基零件
	渗硼	将脱水硼砂与氰化钠加热到900～920℃（呈熔融状），将铁基件浸入2～2.5 h，渗层达0.8～1 mm，浸于10%（质量分数）氢氧化钠水溶液中洗净	提高表面硬度，耐磨，堵塞孔隙，有防锈要求的铁基零件
	硫化处理	经浸硫的工件，在氢气保护下，于720℃保温0.5～1 h，生成硫化铁的润滑组元	铁基减摩材料
表面处理	蒸汽处理	铁基零件在550～600℃温度下，通入过热蒸汽，使工件表面及孔隙生成坚固的氧化膜	要求防锈、耐磨及封孔防高压渗漏的铁基零件
	电镀	经封孔并表面净化（喷砂）后的工件，按传统工艺电镀	表面防锈的仪表零件、锁芯等铁基零件
	渗锌	用锌与氧化铝混合粉为填料，将工件埋入其中，在400～420℃下渗1～2 h。若工件与填料在旋转筒中加热渗锌，工件表面质量更佳	表面防锈的低度表零件、锁芯等铁基零件
机械加工	切削加工	除硬质合金等超硬材料外，大多粉末冶金材料可进行车、铣、刨、钻等加工。粉末冶金材料均可磨削及电加工	铁、铜、镍、铝、钨、钼等制品均可切削加工，为提高精度或改变形状时用
	锻压	钨、钼棒可压延锻打，钢结硬质合金可热自由锻，锻后均需退火	致密材料需改变形状时用
	焊接	铁基材料可对焊，不锈钢、钛合金用氩弧焊，硬质合金用铜焊，金刚石工具用银焊，铜基件用锡焊	粉末冶金材料与致密材料需连接时用

1　铁基粉末冶金件的热处理

铁基粉末冶金件是用铁粉或合金钢粉为主要原料、以粉末冶金方法制成的机器零件。其特点和性能列于表5.3-2。

1.1　铁基粉末冶金材料的分类

表5.3-3所列为铁基粉末冶金材料的分类和特性。

1.2　铁基粉末冶金件的应用

表5.3-4所列为铁基粉末冶金件在汽车发动机零件中的应用举例，在汽车变速器零件中的应用列于表5.3-5，在农机具中的应用列于表5.3-6，在电动工具中的应用列于表5.3-7。

表 5.3-2 铁基粉末件的特点和性能

顺序	特点	工艺特性	性能
1	材料和零件的同一性	材料和零件在同一个工艺流程下获得，具有少无切削加工特点	
2	多孔性	通过调整材料成分、粒度和生产工艺，可以控制孔隙尺寸、孔隙度和孔隙分布，孔隙度愈小，生产成本愈高	均匀孔隙可浸入润滑油，改善耐磨性，但降低抗拉强度。均布的球形孔隙有利于零件在小能量多冲载荷条件下的抗疲劳性能
3	合金化及金相组织的特殊性	材料中的合金元素可通过添加合金粉末方式实现	由于不经熔炼，添加元素的种类和数量不受溶解度限制和密度偏析影响，可制成无密度偏析或过饱和的合金及假合金
4	晶粒度可调	选择不同粒度粉末可获得不同晶粒度。孔隙的存在阻碍晶粒长大。添加对氧亲和力较大的合金元素较困难，烧结时要求严格控制保护气氛的还原性	可获得很细的晶粒度。添加扩散系数小的元素或扩散温度较低时，材料中会出现合金元素的浓度梯度，金相组织呈多种组织共存的非平衡态

表 5.3-3 铁基粉末冶金材料的分类及特性

分类原则	类别	性能或说明	分类原则	类别	性能或说明
按化学成分分	烧结铁	用低碳铁粉、化合碳的质量分数不大于0.2%	按材料强度分	低强度烧结钢	抗拉强度 < 400 MPa
				中强度烧结钢	抗拉强度 400～600 MPa
	烧结钢	化合碳质量分数为0.2%～1.0%，余为铁		中高强度烧结钢	抗拉强度 600～800 MPa
				高强度烧结钢	抗拉强度 > 800 MPa
	烧结合金钢	除碳外，还添加一种或多种合金元素，如 Cu、Ni、Mo、S、P、Cr、V、Mn、Si、B及RE，余为Fe	按材料密度分	低密度烧结钢	密度 < 6.2 g/cm³
				中密度烧结钢	密度 6.2～6.8 g/cm³
				中高密度烧结钢	密度 6.8～7.2 g/cm³
	烧结不锈钢	以Cr、Ni奥氏体不锈钢为主，还有马氏体、铁素体不锈钢。通用雾化的预合金粉为原料		高密度烧结钢	密度 > 7.2 g/cm³
				全致密烧结钢	密度 = 理论密度

表 5.3-4 铁基粉末冶金件在汽车发动机中应用举例

零件名称	材料成分（质量分数）/%	密度/g·cm⁻³	备注
凸轮轴与曲轴链轮	Fe-C0.9	6.2～6.4	进行热处理
定时齿轮	Fe-C0.9	6.6～6.7（齿部） ≥6.3（毂部）	
摇臂支架	Fe-C（0.5～1.0）-Cu2.5	6.2～6.6	热处理 700～715HV
转子泵定子	Fe-C0.25-Cu3.0	5.7～6.0	蒸汽处理
转子泵转子	Fe-C0.75-Cu2.0	6.6～6.8	
摇臂镶块		7.0	用铜钎焊组装
水泵叶轮	Fe-C0.5	6.5	
分电器齿轮	Fe-C（0.8～1.0）-Cu2.0	6.6～6.8	
气门导管	Fe-C2.0-Cu4.5-P0.25	6.5（平均）	
组合凸轮轴的凸轮	Fe-C2.5-Cr5.0-Mo1.0-Cu2.0-P0.5-（其他）2	7.6	
带轮	Fe-C0.4-Cu2.0-Ni2.0	6.5	
凸轮轴链轮	Fe-C0.9-Cu2.0	6.1（整体） 6.4（齿部） 6.6（整体）	
曲轴链轮	Fe-C0.9-Cu2.0	6.8（齿部）	
双联链轮	Fe-C0.8-Cu3.0	6.4	
水泵带轮轮毂	Fe-C（0.6～0.9）-Cu2.5	6.4～6.8	
水泵法兰	Fe-C0.6-Cu1.0-Ni4.0-S0.5	6.4	

续表 5.3-4

零件名称	材料成分（质量分数）/%	密度/g·cm^{-3}	备　注
连杆	Fe-C0.5-Cu2.0-S0.09	7.82	日本生产
调整器平衡块	T-15 高钒工具钢	8.16	热处理到 770HV
曲轴主轴承盖	Fe-C0.6-Cu（2.0～4.0）-P（0.3～0.6）	6.8	
进气门阀座	Fe-$C_{总}$（0.9～2）-$C_{化}$（0.9～1.2）-Cu4.0-Mo0.6	6.4～6.8	
排气门阀座	Fe-$C_{总}$（0.9～2）-$C_{化}$（0.9～1.1）-Cr11.5-Cu6.0-Mo0.4-固体润滑剂 3.5	6.4～6.8	
摇臂球座轴承	Fe-C（0.6～0.09）	6.8	热处理
凸轮轴护圈	Fe-Cu2.5-C（0.6～0.9）	6.8	磷化处理
凸轮轴护板	Fe-C（0.3～0.6）-Ni（2～4）-Cu（1～3）	6.8	蒸汽处理和高频感应加热淬火
凸轮轴压紧托架	Fe-C（0.3～0.6）	6.8	磷化处理
燃料泵偏心轮	Fe-C（0.4～0.7）-Cu（1～2）	6.6	渗碳淬火及回火
曲轴链轮	Fe-Ni-C	6.8	
阀挺杆导承	Fe-C0.6-Ni10-Mo0.5-Mn0.25	7.4	
节气阀凸轮镶件	304 不锈钢	6.7～6.8	

表 5.3-5　铁基粉末冶金件在汽车变速器中应用举例

使用部位	零件名称	材　料	热处理
离合器	导向轴承	Fe-C-Pb Fe-C-Cu	
	操纵索导承	Fe-Cu	渗碳淬火
	分离轴承	Fe-Cu	渗碳淬火
	踏板衬套	Fe，Fe-Cu-C	渗碳淬火
	摩托车用滚柱导承环	Fe-Cu-C	
	摩托车用滚柱	Fe-Ni	渗碳淬火
	摩托车用升降机臂	Fe-Ni-C	高频感应加热淬火
	摩托车用分离杆	Fe-Ni	渗碳淬火
齿轮变速器	同步器毂	Fe-Cu-Ni-C	
	止动环，同步器环	Cu 基，Fe-Ni-Mo-C	
	变速器键	Fe-Ni	渗碳淬火
	止推垫圈	Fe-Cu-C	
	齿轮衬套	Fe 基	
	换档操纵零件	Fe-Cu-C	
自动变速器	透平毂	Fe-Cu	熔渗
	离合器轮毂	Fe-Cu	
	压力板	Fe 基	
	挡板，内齿轮，外齿轮	Fe-Cu-C	
万向节	中心球	Fe-Cu	渗碳淬火
	联轴器轴承保持架	Fe 基	

表 5.3-6　铁基粉末冶金件在农机具中应用举例

农机具	零件名称	材　料	热处理
田植机	从动机构凸轮	Fe-Cu-C	渗碳淬火
	纵向进给凸轮	Fe-Cu	渗碳淬火

续表 5.3-6

农机具	零件名称	材　料	热处理
联合收割机和割捆机	驱动链轮，拉起链轮	Fe-Cu-C	高频感应加热淬火
	中间链轮，捆扎夹持器齿轮	Fe-Ni-C	渗碳淬火
	凸轮板，油泵齿轮	Fe-Cu	
	调节器平衡锤	Fe-Cu-C	渗碳淬火
离合器	毂、靴	Fe-Cu-C，Fe-Cu	渗碳淬火
农业汽车	差速器齿轮	Fe-Ni-C	渗碳淬火
汽油机	螺旋齿轮	Fe-Ni-Mo-C	渗碳淬火
柴油机	曲轴齿轮，凸轮轴齿轮	Fe-Cu-C	渗碳淬火

表 5.3-7　铁基粉末冶金件在电动工具中应用举例

工具	零件名称	材　料	热处理
手电钻	联轴器	Fe-Cu-C	高频感应加热淬火
	正、斜齿轮	Fe-Cu-C	
振动钻	变换器	Fe-Cu-C	渗碳淬火
	棘轮	Fe-Cu	渗碳淬火
	止动件	Fe-Cu-C	蒸汽处理
电刨	带轮	Fe-Cu-C	蒸汽处理
电圆锯	垫圈	Fe-Cu-C	蒸汽处理
电坐标锯	齿轮、齿轮座 平衡锤	Fe-Cu-C Fe-Cu	渗碳淬火
台钻	齿轮	Fe-Cu-C	

1.3　铁基粉末冶金件的热处理

热处理是改善铁基粉末冶金零件使用性能，提高强度、硬度、耐磨性和抗蚀性的有效方法之一。在压制成形、烧结后可以进行淬火、回火，时效处理和化学热处理。表 5.3-8 为汽车粉末冶金零件的性能和常用热处理。铁基粉末冶金零

件由于内部存在孔隙，在热处理时应注意以下几点：

1）熔盐渗入零件后很难清洗，孔隙内表面易被腐蚀，孔隙度超过10%的结构零件不应在盐浴炉内加热。

2）零件孔隙在热处理过程中容易氧化和脱碳，一般应采用保护气氛或在固体填料保护下加热。

3）由于零件存在孔隙，其导热性能降低，淬火加热温度应比普通钢件提高50℃，加热时间也应适当延长。

4）粉末冶金件应在油中淬火，不宜在盐水或碱水中淬火。

5）粉末冶金件中孔隙的存在可能促使出现淬火裂纹，如果零件密度分布不均匀，由于热应力和组织应力的作用，在冷却时易引起畸变。

表5.3-8　汽车粉末冶金零件的性能和热处理举例

零件名称	材　料	节省加工工时	性能		热处理及表面处理		
			耐磨性	耐热性	渗碳淬火、回火	蒸汽处理	铜合金熔浸
计时齿轮	Fe，Fe-C	○	○		○		○
计时链轮	Fe，Fe-C	○	○		○		○
凸轮轴止推板	Fe-Cu	○	○		○		
阀座	特殊合金	○		○			
气阀摇臂球体	Fe-Cu-C		○		○		
气阀摇臂盖	Fe-C	○					○
阀簧底座销	Fe-C-Ni	○			○		
燃料泵偏心轮	Fe	○	○		○		
燃料泵次摆线转子	Fe-Cu	○	○				
燃料泵摇杆	Fe-C	○			○		
燃料泵控制齿轮	Fe-Cu-Ni，Fe-Cu-C	○					
风扇带轮	Fe-Cu	○					
水泵叶轮衬垫	Fe-C	○					
热调节阀推杆	不锈钢	○		○			
V形带轮	Fe-Cu	○				○	
启动器减速齿轮	Fe-Cu，Fe-Cu-Ni，Fe-Cu-C	○					
启动器链轮	Fe-Cu，Fe-Cu-C	○					
配油调速器离心锤	Fe-Cu-C	○				○	
轴承环	Fe-Cu-C	○					
同步器环	Fe-C	○	○				
同步离合器毂	Fe-C-Ni	○	○				
连杆球座	Fe-C-Mn		○				
球接头	Fe-C	○	○		○		
减振器销	Fe-C，Fe-Cu-C	○					
减振导向器	Fe-C	○				○	
推杆类零件	Fe，Fe-Cu，Fe-Cu-C，Cu-Sn	○					
离合器毂	Fe-Cu-C	○					○
球座盖	Fe-Cu-C	○					
转向器座零件	Fe-C-Ni	○			○		
车窗开闭调节器齿轮	Fe-Cu-C	○			○		
车门撞销	Fe-Cu-C	○	○		○		

注："○"指可以采用的工序及可能提高的性能。

1.3.1　铁基粉末冶金件的淬火、回火和时效处理

（1）淬火与回火处理

碳含量、密度对铁基粉末冶金件抗拉强度的影响如图5.3-1所示。回火温度对 w（C）0.8%铁基粉末冶金材料（密度6.0 g/cm^3）抗拉强度和硬度的影响如图5.3-2所示。回火温度超过100℃时，硬度很快下降。经300℃回火后抗拉强度具有最高值。通常，中碳和高碳的铁－碳、铁－碳－铜粉末冶金件可以热处理强化。淬火加热温度为790～

900℃，油冷；在 175～250℃下空气或油中回火 0.5～1 h。几种高碳粉末冶金材料经淬火、回火后的力学性能如表 5.3-9 所列。

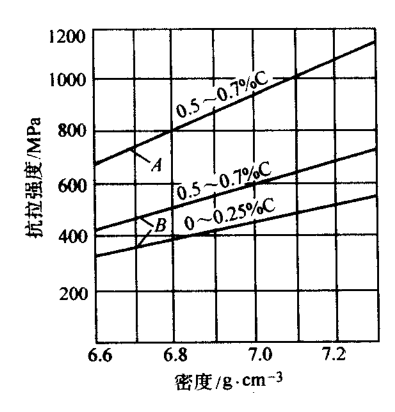


图 5.3-1　热处理和粉末冶金件的密度对抗拉强度的影响
A—热处理后的铁基烧结件；B—未经热处理的铁基烧结件

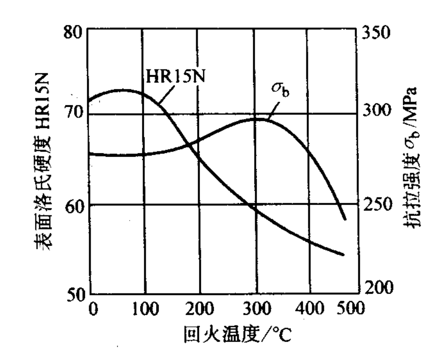


图 5.3-2　铁基烧结材料回火温度与性能之间的关系

铁基粉末冶金材料的淬透性也可以采用顶端淬火法确定。零件密度愈高，水冷端的硬度愈高，其硬化层也较厚，但比同一成分的锻钢淬透性低，其主要原因是密度低、导热性差。

（2）时效处理

表 5.3-9　几种高碳粉末冶金材料经淬火、回火后的力学性能

材料	化学成分（质量分数）/%					密度/g·cm⁻³	抗拉强度/MPa	热处理前		热处理后	
	Fe	Cu	Ni	C	其他			基体硬度 HV0.2	表面硬度 HRB	基体硬度 HV0.2	表面硬度 HRB
Fe-C 系	余量	—	—	0.6～0.8	<1	>6.4	>350	180～230	>35	600～800	>35
	余量	—	—	0.6～0.8	<1	>6.6	>400	180～230	>45	600～800	>40
Fe-Cu-C 系	余量	3～5	—	0.6～0.8	<1	>6.4	>450	200～240	>50	600～800	>45
	余量	3～5	—	0.6～0.8	<1	>6.6	>500	200～240	>60	600～800	>52
	余量	3～6	—	0.6～0.8	<1	>6.8	>550	200～240	>65	600～800	>55
Fe-Cu-Ni-C 系	余量	3～5		0.6～0.8	<1	>6.6	>500	180～230	>60	600～800	>50
	余量	3～5		0.6～0.8	<1	<6.8	>550	180～230	>65	600～800	>55

某些铁基粉末冶金材料在热处理时有时效硬化现象。在高温烧结时，合金元素溶入铁中，随即快速冷却以抑制过剩相析出，然后在适当的温度下加热时效，使过饱和固溶体发生分解，并析出强化相，可使材料的强度和硬度提高。

根据 Fe-Cu 相图，铜在 α-Fe 中的溶解度随温度的降低而减小，在共析转变温度 835℃时，铜在 α-Fe 中的最大溶解度为 5%，如果将合金加热到 900℃，然后迅速冷却，形成过饱和固溶体，在 400～500℃时效硬化处理 2～4 h，可使铁铜粉末冶金材料的抗拉强度和硬度显著提高。铜含量对铁－铜粉末冶金材料时效硬化的影响如表 5.3-10 所示。铜液熔渗后的粉末冶金件的热处理效果见表 5.3-11。

表 5.3-10　铜含量对铁-铜系粉末材料时效硬化的影响

w（Cu）/%	热处理工艺	抗拉强度/MPa	
		热处理前	热处理后
1	加热到 925℃，油中淬火，400～500℃时效 2～4 h	340～390	540～580
2		380～440	620～670
3		420～480	710～730
4		460～500	720～740
5		440～520	730～770

表 5.3-11　铜液熔渗后的粉末冶金件的热处理效果

成分（质量分数）/%			热处理工艺	密度/g·cm⁻³	σ_b/MPa	σ_s/MPa	硬度 HRB	伸长率/%	冲击吸收功/J
Fe	Cu	C							
其余	25	—	900℃，水冷；500℃回火 2 h	7.97	856	671	106	5.0	1.47
			740℃回火 2 h	8.01	402	289	70	25.0	20.2
其余	25	1.0	840℃，水冷	7.93	1 100	670	108	3.2	1.37
			840℃，水冷；315℃回火	7.94	1 059	713	109	3.1	2.45
			650℃加热 18 h	7.95	512	368	80	10.0	1.26
其余	25	1.0	790℃，水冷	7.90	1 292	680	116	1.5	0.69
			790℃，水冷；315℃回火	7.96	1 254	722	112	3.0	1.07
			650℃加热 18 h	7.89	505	376	90	11.0	9.32

1.3.2 铁基粉末冶金件的化学热处理

（1）渗碳和碳氮共渗

低碳铁基粉末冶金件可通过渗碳淬火或碳氮共渗淬火进行表面强化，以提高硬度和耐磨性。

粉末冶金件的密度对渗层质量有很大影响，铁基粉末冶金件密度对渗碳淬火后的表面硬度影响如图5.3-3所示。由图可知，在渗碳时间较长的情况下，密度愈大，渗碳层硬度愈高；当渗碳时间不够长时（例如0.5 h），硬度和密度关系曲线上有一最小值。渗碳时间增加，其最小值消失。为了保证渗层的表面硬度，必须采用足够的渗碳时间。铁基粉末冶金件密度对渗层在淬火后硬度分布特性的影响如图5.3-4所示。粉末冶金件密度愈低，其硬化层愈厚，硬度分布愈平缓，密度愈大，其硬化层愈薄，硬度分布愈陡，接近于碳钢碳氮共渗后的硬度分布特性。

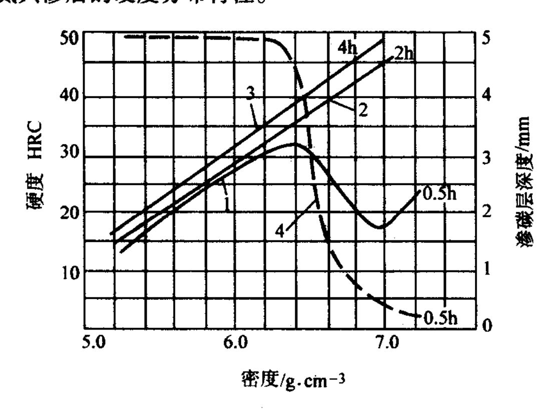


图5.3-3 材料密度对渗碳淬火后硬度的影响
（试样尺寸 10 mm×20 mm×25 mm）
1、2、3—硬度；4—渗碳层深度

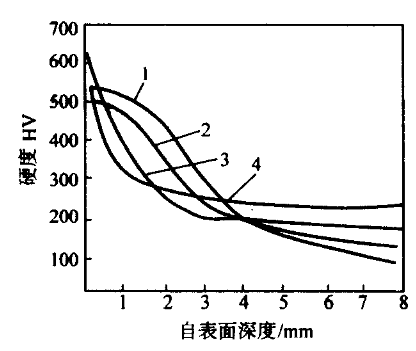


图5.3-4 粉末冶金件密度与碳氮共渗层硬度分布特性的关系
1—6.0 g/cm³；2—6.4 g/cm³；3—6.8 g/cm³；4—T8A

铁基粉末冶金件密度对其渗层深度的影响如图5.3-5所示。当试样密度低于6.5 g/cm³ 时，经0.5 h渗碳即可使试样渗透。当密度大于6.5 g/cm³ 时，0.5 h渗碳刚能形成渗碳层，其渗层将随渗碳时间的延长而增厚。铁基粉末冶金件密度对其渗碳淬火后的有效淬硬层深度影响如图5.3-6所示。密度越大，有效淬硬层越薄。

在密度不变的情况下，合金元素铜、镍和硫也能增加渗碳层表面硬度和淬硬层深度。铜、镍对铁基粉末冶金材料渗碳淬火后的硬度分布的影响如图5.3-7所示。

各种低碳粉末冶金件渗碳淬火后的硬度列于表5.3-12；铁、铁铜系粉末冶金件渗碳淬火后的典型力学性能列于表5.3-13。

（2）气体渗氮和气体氮碳共渗

为了在畸变较小的前提下提高铁基粉末冶金件的表面硬度和耐磨性，特别是提高其抗蚀性，可采用气体渗氮和气体氮碳共渗。

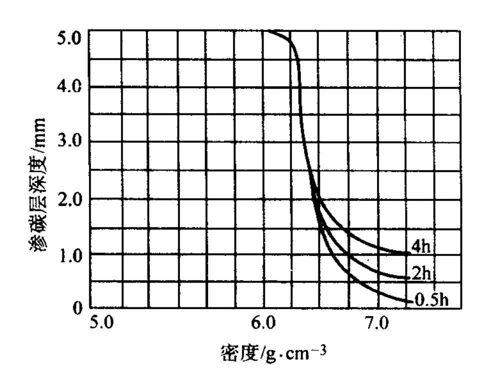


图5.3-5 材料密度和渗碳时间对渗碳层深度的影响
910℃在0.154 mm（100目）碳粉中渗碳

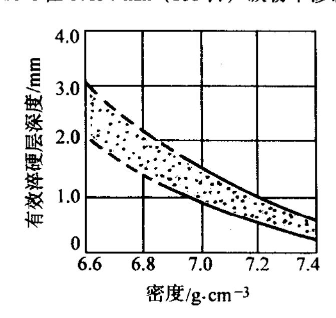


图5.3-6 渗碳淬火后的有效淬硬层深度与材料密度的关系
（900℃渗碳1.5～2 h，850℃淬火200℃回火）

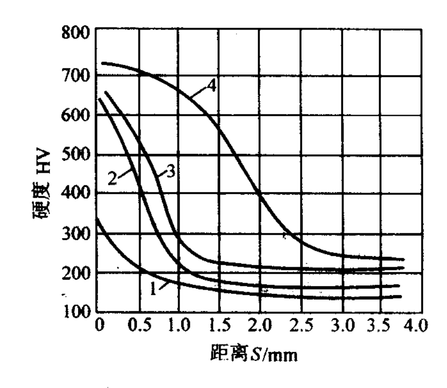


图5.3-7 渗碳层淬硬性与铜、镍的影响
（烧结密度 6.7×10³ kg/m³，气体渗碳850℃，2 h）
1—Fe+0.5%C；2—Fe+2.5%Cu+0.5%C；3—Fe+0.5%C；
4—Fe+2.5%Cu+2.5%Ni+0.5%C（元素成分为质量分数）

铁基粉末冶金件的气体渗氮与钢铁制品相同，在分解氨中进行。图5.3-8为Fe-1.5%Cu-0.5%C烧结材料在500℃渗氮1 h的硬度分布曲线。由图可见，铁基粉末冶金材料可在较短的渗氮时间内得到较理想的硬度和硬度分布。

气体氮碳共渗温度为（570±10）℃，采用工业酒精（或甲醇）和氨气或三乙醇胺作渗剂，共渗时间为1.5～2.5 h，出炉油冷。金相组织和低碳钢气体氮碳共渗后相似。

（3）蒸汽处理（氧化处理）

蒸汽处理是将粉末冶金件放在过热和过饱和蒸汽中加热氧化，其表面形成一层均匀、致密、有铁磁性、厚度为3～4 μm的蓝色四氧化三铁薄膜。它具有良好的抗蚀性；能吸油，降低摩擦因数，改善摩擦特性；对粉末冶金件的封孔效果显著。采用蒸汽处理的零件有：汽车减振器活塞、缝纫机拨叉、齿轮、计算机齿轮等。

蒸汽处理的主要工艺参数包括：温度、时间、蒸汽流量和压力。蒸汽处理的温度和时间对粉末烧结件形成氧化膜的

表 5.3-12　各种低碳粉末冶金件渗碳淬火后的硬度

材　料	成分（质量分数）/%					硬度 HV0.2	
	Fe	Cu	Ni	C	其他	热处理前	热处理后
Fe 系	余量	—	—	—	<1	80～120	600～800
Fe-Cu 系	余量	2～3	—	—	<1	150～200	600～800
Fe-C 系	余量	—	—	0.2～0.4	<1	150～200	600～800
Fe-Cu-C 系	余量	3～5	—	0.2～0.4	<1	150～200	600～800
Fe-Cu-Ni-C 系	余量	3～5①		0.2～0.4	<1	150～200	600～800

①　Cu、Ni 金属粉末成分的总和。

表 5.3-13　铁、铁—铜系粉末冶金件渗碳淬火后的典型力学性能

材料	密度 /g·cm⁻³	硬化层深度/mm	硬度		冲击吸收功/J	抗拉强度/MPa
			HRC	HR30N		
Fe 系	7.0	0.27	—	45	4.31	617
		0.35	—	48	4.08	638
		0.70	15	55	3.81	840
Fe 系	7.48	0.35	—	43	6.20	824
		0.50	—	54	5.52	912
		0.80	—	59	4.56	952
Fe-Cu 系	7.28	0.40	—	65	4.19	1 080
		0.60	—	70	3.24	853
		0.90	45	70	3.43	952

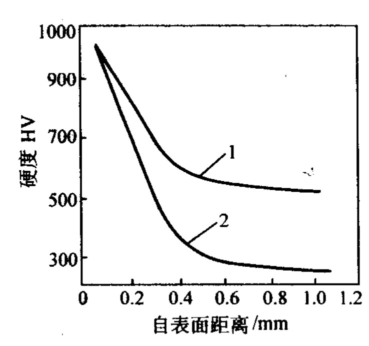
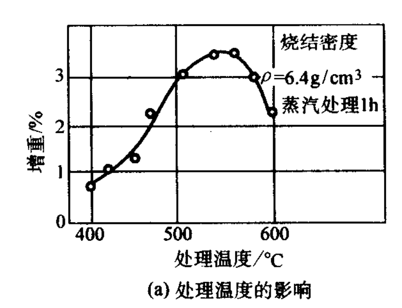


图 5.3-8　烧结 Fe-Cu-C 材料渗氮层硬度分布曲线
1—7.1 g/cm³，500℃，1 h；2—7.3 g/cm³，500℃，1 h

影响如图 5.3-9 所示。一般处理温度为 540～560℃，处理时间为 40～60 min。加热温度低，时间短，氧化膜薄，颜色淡，抗蚀性能差；加热温度过高，时间过长，氧化膜容易剥落经适宜的蒸汽处理后可形成 3～4 μm 厚的四氧化三铁薄膜，不仅能使粉末烧结零件表面发蓝，而且能使开口孔隙发蓝。



(a) 处理温度的影响　　(b) 处理时间的影响

图 5.3-9　蒸汽处理温度和时间对氧化膜生长的影响

蒸汽流量和压力也是影响氧化膜质量的重要参数，在不影响炉温温度的前提下，蒸汽气流和炉膛压力应尽量提高，以促进四氧化三铁的形成和保证炉膛内的水蒸气呈饱和状态。蒸汽处理对铁基粉末冶金件力学性能的影响如图 5.3-10 所示。

（4）渗硫处理

为了提高铁基粉末冶金件表面硬度和耐磨性，改善其加工性能和运转状态下的润滑条件，防止咬合现象，可采用渗硫处理。

铁基粉末冶金零件可采用气体、液体和固体渗硫法及低温电解渗硫。也可将烧结粉末零件置于熔融的硫中施行熔浸。浸硫处理的工艺过程如下。

1）将固态硫磺放在加热炉中加热，温度控制在 130℃左右，此时硫磺的流动性最好。温度过高则硫磺液变稠不利浸渍，要严格控制硫磺液温度，以利浸硫效果。

2）将制品装入铁丝筐内，一起放入液体硫中。如果首先将零件预热到 100～150℃时，浸渍时间仅需 3～4 min。不进行预热的制品浸渍时间为 25 min。当然还应根据制品的密度、壁厚及所要求的硫含量来决定浸渍时间。例如，对密度

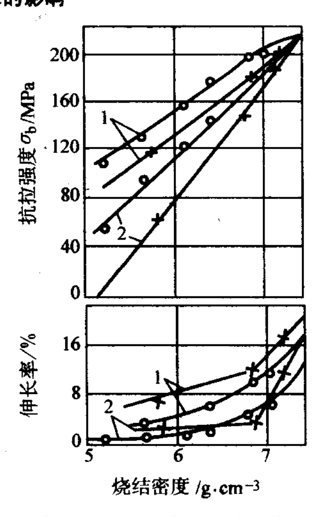


图 5.3-10　蒸汽处理对粉末冶金件力学性能的影响
（550℃，1 h，蒸汽压 0.1 MPa）
1—烧结体；2—经蒸汽处理；—∘—还原铁粉；—×—电解铁粉

为6~6.2 g/cm³ 的制品，浸渍时间为25 min，浸渍后硫含量 w（S）为3%~4%。

3）浸完后将制品取出，放入预先加热到130~150℃的L—AN22型全损耗系统用油中，停留30 s后，将制品上下搅动一下，制品表面硫磺液即可被冲刷去除，然后将制品放在筛网上空冷。为了保证浸油的使用效果和清洁，需要定期地把油中的硫分离出来。

（5）渗锌处理

为了提高铁基粉末冶金零件的抗锈蚀能力，可采用渗锌处理。渗锌工艺为：将工业锌粉80%（质量分数）和三氧化二铝粉20%（质量分数）与粉末冶金件同时密封于渗锌箱内，为防止锌粉氧化必须严密封箱，在（400±10）℃下保温2~3 h。粉末冶金件经渗锌处理后，渗层无脆性、无剥落现象，表面呈银白色，厚度为0.03~0.05 mm。与电镀锌相比，渗锌工艺简单，而且防锈质量比电镀锌好。

（6）渗铬处理

为了提高铁基粉末冶金件的抗氧化性和抗蚀性，特别是提高其表面硬度和耐磨性，可采用固体渗铬处理。渗铬剂的组成（质量分数）为：铬铁粉（铬含量60%以上，280 μm）60%；三氧化二铝（280 μm）37%；氯化铵（三级试剂）3%。将渗铬剂与粉末冶金件共同装箱密封后升温至1 050~1 100℃，保温5~8 h，炉冷到500℃以下出炉，空冷到200℃以下开箱。

（7）渗硼处理

为了提高铁基粉末件的表面硬度和耐磨性，还可采用渗硼。渗硼主要采用 B_4C+KBF_4+SiC 固体渗剂。含1%（质量分数）C的铁基粉末冶金零件渗硼后再经淬火，表面硬度可达1 500HV。为了改善渗硼层脆性，可采用硼硅共渗。铁基粉末冶金件在高温化学热处理时极易过热，使材料晶粒长大，性能降低，必须加以注意。

1.3.3 铁基粉末冶金件热处理后的检验

铁基粉末冶金件热处理前后的质量控制主要是测量硬度。粉末冶金材料是由固体材料和孔隙组成的复合体，通常将用布氏、洛氏和维氏硬度试验机测得的烧结粉末冶金材料硬度值称为表观硬度，以区别于致密材料的硬度值。

（1）表观硬度的测定

先用50 N载荷测量试样的维氏硬度（HV5）确定属于哪种硬度等级，然后根据其等级按表5.3-14选定硬度试验类型及条件。洛氏硬度试验条件如表5.3-15所列。

表5.3-14 试验类型和条件的选择

硬度级 HV5	试验条件		
>15~60	HV5	HBS2.5/62.5/30	HRH
>60~105	HV	HBS2.5/62.5/15	HRF
>105~180	HV	HBS2.5/62.5/10	HRB
>180~330	HV	HBS2.5/187.5/10	HRA
>330	HV	HBS2.5/187.5/10	HRC

表5.3-15 洛氏硬度试验条件

洛氏	压头类型	预载荷/N	总载荷/N
HRA	金刚石锥体120°	100	600
HRB	钢球1.587 5（1/16 in）	100	1 000
HRC	金刚石锥体120°	100	1 500
HRF	钢球1.587 5 mm（1/16 in）	100	600
HRH	钢球3.175 mm（1/8 in）	100	600

经化学热处理后，在截面上距表面层5 mm深度以内的硬度不均匀，表观硬度应采用维氏硬度（HV5）或洛氏硬度（HR15N）测量。如有效渗层很浅，可采用HV1。表观硬度很高时，可采用HR30N。

（2）化学热处理渗层的测定

铁基粉末冶金件在渗碳或碳氮共渗淬火后，可用显微硬度试验法测定其渗层深度。

测量渗层深度的显微硬度压痕位置如图5.3-11所示。在每一深度 d_1、d_2、d_3 等位置上至少打出三个压痕，过低和过高的硬度值都舍去。从表面向内部测量，在 d_1、d_2、d_3……处按（mm）0.05、0.1、0.2、0.3、0.4、0.5、0.75、1.0、1.5、2.0、3.0距离测量硬度，相邻两压痕间的距离 S 不应小于压痕对角线长度的2.5倍，压痕分布在垂直于表面、宽度 W 为1.5 mm的区域内。

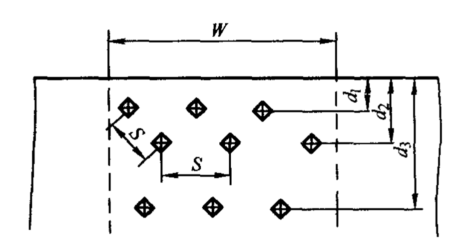


图5.3-11 硬度压痕位置

算出渗层每一深度上各点硬度的算术平均值，画出“硬度至表面距离”曲线（见图5.3-12），对应规定的硬度值 HG 点作水平线，它与硬度变化曲线交点的横坐标，即为有效渗层深度 DC。

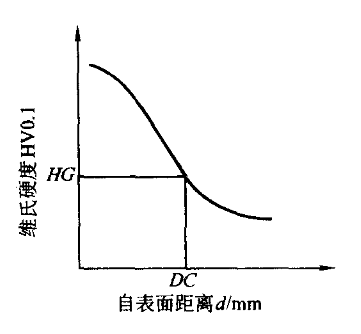


图5.3-12 测定有效表面层深度的方法 A

2 钢结硬质合金的热处理

2.1 钢结硬质合金的特点、牌号、性能和用途

表5.3-16所列为钢结硬质合金的特点，其牌号和化学成分列于表5.3-17，其性能列于表5.3-18。表5.3-19所列为钢结硬质合金的相变点。钢结硬质合金的应用列于表5.3-20。

表5.3-16 钢结硬质合金的特点

相组成		性质	适用范围
硬质相 黏结相	WC，TiC，WC+TiC，Cr-Mo工具钢、高速钢、高锰钢、黏结相含量>50%	具有与某些硬质合金相近的硬度和耐磨性，又具有工具钢的可加工性、可热处理、锻造及焊接。比工具钢耐磨、比硬质合金韧性好，易于加工	介于硬质合金和工具钢性能之间的工具材料

表 5.3-17　钢结硬质合金的类型、牌号、钢基体种类和化学成分

钢结硬质合金类型	牌号或代号	钢基体种类	化学成分（质量分数）/%								
			TiC	WC	C	Cr	Mo	V	Ni	其他	Fe
合金工具钢钢结硬质合金	GT35	高碳中铬钼合金钢	35	—	0.5	2.0	2.0	—	—	—	余量
	R5	高碳高铬钼合金钢	30~40	—	0.6~0.8	6.0~13.0	0.3~3.0	0.1~0.5	—	—	余量
	TLMW50	高碳铬钼合金钢	—	50	0.5	1.25	1.25	—	—	—	余量
	GW50	高碳低铬钼合金钢	—	50	<0.6	0.55	0.15	—	—	—	余量
	GJW50	中碳低铬钼合金钢	—	50	0.25	0.5	0.25	—	—	—	余量
不锈钢钢结硬质合金	R8	半铁素体不锈钢	30~40	—	<0.15	12~20	0~4	—	—	Ti：0~1.0	余量
	ST60	奥氏体不锈钢	50~70	—	—	5~9	—	—	3~7	La_2O_3：0~0.5	余量
高速钢钢结硬质合金	D1	高速钢	25~40	—	0.4~0.8	2~4	—	0.5~1.0	—	W：10~15	余量
	T1	高速钢	25~40	—	0.6~0.9	2~5	—	1.0~2.0	—	W：3~6	余量
高锰钢钢结硬质合金	TM60	奥氏体高锰钢	30~50	—	0.8~1.4	—	0.6~2	Mn：9~12	—	Mn：9~12	余量
	TM52	奥氏体高锰钢	40~60	—	0.8~1.2	—	0.6~2	Mn：8~10	—	Mn：8~10	余量

表 5.3-18　钢结硬质合金物理力学性能

牌　号	密度 /g·cm⁻³	硬度 HRC		抗弯强度 /MPa	抗压强度 /MPa	冲击韧度 /J·cm⁻²	弹性模量 /GPa
		退火态	淬火态				
GT35	6.40~6.60	39~46	68~72	1 400~1 800		≥6	306
TM6	6.60~6.80		≥65①	≥2 000			
R5	6.35~6.45	44~48	70~73	1 200~1 400		≥3	321
R8	6.15~6.35	≤45	62~66	1 000~1 200		≥1.5	
T1	6.60~6.80	68~72	1 300~1 500			3~5	308
D1	6.90~7.10	40~48	69~73	1 400~1 600			
ST60②	5.70~5.90	70		1 400~1 600		≥3	
TLMW50	10.21~10.37	35~42	66~68①	≥2 000		8~12	
GW50	10.20~10.40	38~40	67~71	1 700~2 300	≥3 780	≥12	
GJW50	10.20~10.30	35~38	65~66	1 500~2 200		≥7	
DT	9.70~9.90	32~38	62~64①	2 500~3 600	≥2 850	18~25	280
BR40	9.50~9.70	38~43	60~66①	1 650~1 750		5~8	
BR20	—	32~38	58~60	2 000~2 400		12~20	
GA5	12.50~13.50		85~87HRA①	2 450~3 040	≥4 110	6.86~10.8	522

① 淬火回火态。
② 该牌号无热处理效应。

表 5.3-19　钢结硬质合金的相变点　℃

牌号	Ac_1	Ac_3（Ac_{cm}）	Ar_1	Ar_3（Ar_{cm}）	M_s
GT35	740	770	—	—	—
R5	780	820	—	700	—
T1	780	800	—	730	—
TLMW50	761	788	693	730	—
GW50	745	790	710	770	—
GJW50	760	810	710	763	255
DT	720	752	—	—	245
BR40	748	796	645	700	133

表 5.3-20　钢结硬质合金应用举例

钢基体	牌号	应用举例
模具钢	GT35 TM6 TLMW50 GJW50 GW50	冷作模具（冷镦、冷挤、拉拔、冲裁、弯曲等）、量具、卡具、镗杆、轧辊、滚压工具、耐磨机械零件
	DT	较大载荷下使用的工模具和耐磨机械零件
	R 和 BR40 BR20	热作模具
高速钢	T1　D1	切削加工非铁金属及其合金、耐热合金，不锈钢用多刃刀具
不锈钢	R8　ST60	热挤压模，磁场中工作的工模具，耐腐蚀机械零件
	TM32　TM33	圆珠笔球珠
高锰钢	GA5	采煤机截齿，抗冲击耐磨零件

2.2　钢结硬质合金的热处理

一般钢铁热处理技术均适用于相应的钢结硬质合金基体的热处理。

（1）退火

钢结硬质合金常以退火态毛坯供应，为了进一步降低硬度，改善切削加工性，或对已淬火的钢结硬质合金进行改制，可施行退火处理。

亚共析钢钢结硬质合金退火温度为

$$t_{退火} = Ac_3 + (50\sim100℃)$$

过共析钢钢结硬质合金退火温度为

$$t_{退火} = Ac_1 + (50\sim100℃)$$

钢结硬质合金一般采用等温退火工艺，几种典型钢结硬质合金的等温退火工艺规范如表 5.3-21 所示。

（2）淬火

钢结硬质合金可采用普通淬火、分级淬火和等温淬火。其淬火加热温度范围很宽，可根据化学成分、对组织和性能的要求以及零件形状复杂程度具体确定。钢结硬质合金的导热性较低［热导率为 1.25～2.65 W/（m·K）］，在加热过程中应采用一次预热（800～850℃）或两次预热（500～550℃；800～850℃），几种典型钢结硬质合金的淬火工艺如表 5.3-22 所列。

表 5.3-21　几种典型钢结硬质合金的等温退火工艺

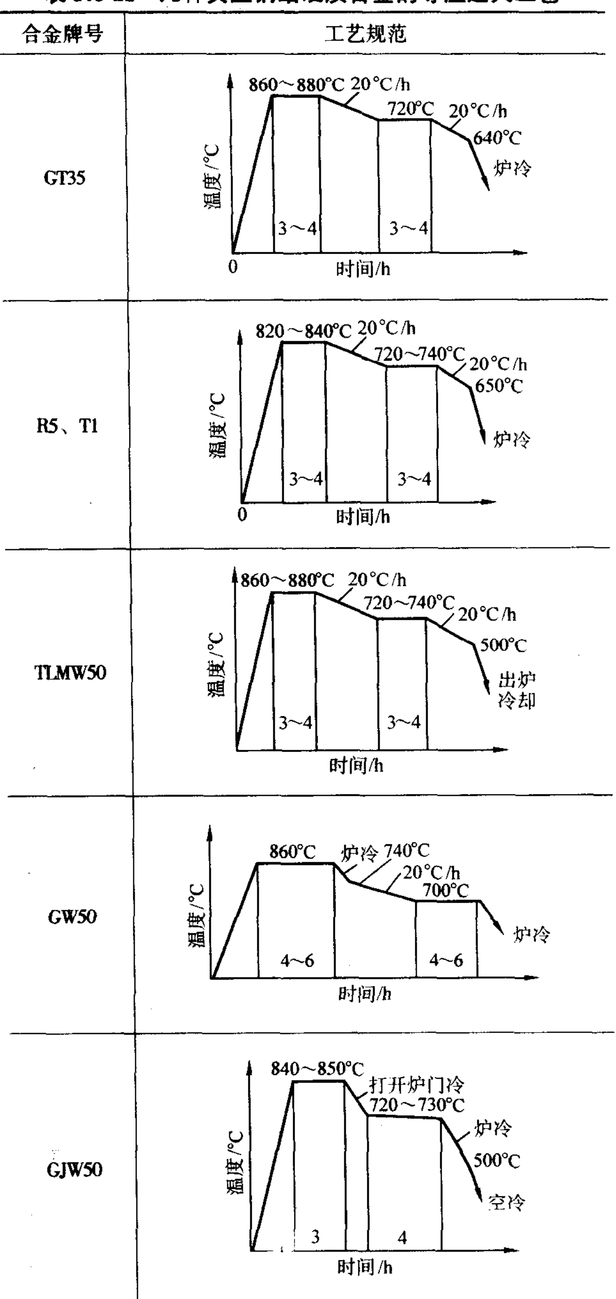


表 5.3-22　几种典型钢结硬质合金的淬火工艺制度

牌号或代号	淬火设备	淬火工艺条件					淬火硬度
		预热温度/℃	预热时间/min	加热温度/℃	保温时间按速率计/min·mm⁻¹	冷却介质	HRC
GT35	盐浴炉	800～850	30	960～980	0.5	油	69～72
R5	盐浴炉	800	30	1 000～1 050	0.6	油或空气	70～73
R8	盐浴炉	800	30	1 150～1 200	0.5	油或空气	62～66
T1	高温盐浴炉	800	30	1 240	0.3～0.4	600℃盐浴空冷	73

续表 5.3-22

牌号或代号	淬火设备	淬火工艺条件					淬火硬度
		预热温度/℃	预热时间/min	加热温度/℃	保温时间按速率计/min·mm^{-1}	冷却介质	HRC
D1	高温盐浴炉	800	30	1 220～1 240	0.6～0.7	560℃盐浴空冷	72～74
TLMW50	盐浴炉	820～850	30	1 050	0.5～0.7	油	68
GW50	箱式炉	800～850	30	1 050～1 100	2～3	油	68～72
GJW50	盐浴炉	800～820	30	1 020	0.5～1.0	油	70

(3) 回火

淬火后的钢结硬质合金必须进行回火处理，回火工艺规范可根据其化学成分和用途确定。GT35 合金在磨损条件下工作时，可在较低的温度下回火（200～250℃），以获得高硬度和高耐磨性；在冲击负荷下工作时，可在较高的温度下回火（450～500℃），以获得较高的强度和韧性。R5 合金在 450～500℃回火，可获得最高硬度值。碳化钨系钢结硬质合金在 200℃回火可获得良好的综合力学性能。高速钢钢结硬质合金（T1，D1）可采用高速钢的回火工艺，在 560℃三次回火。几种钢结硬质合金的回火曲线如图 5.3-13 所示。由图 5.3-13 可知，高碳中铬钼合金钢钢结硬质合金 GT35，硬度随回火温度升高而单值降低。含铬、钼、钨、钒较高的钢结硬质合金 R5、R8、T1 具有二次硬化现象。其硬度峰值出现在 500～550℃。低铬钼合金钢钢结硬质合金（碳化钨系）也具有二次硬化现象。

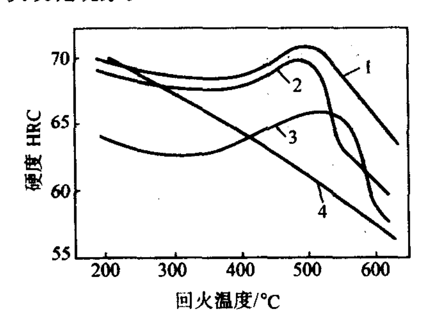


图 5.3-13　几种钢结硬质合金的回火特性曲线

1—T1 合金；2—R5 合金；3—R8 合金；4—GT35 合金

(4) 时效硬化

钢结硬质合金的时效硬化包括固溶处理和时效硬化处理两个工艺过程。目前，我国尚无公开发表的时效硬化型钢结硬质合金的资料。表 5.3-23 为美国几种时效硬化型钢结硬质合金的热处理工艺规范。

(5) 化学热处理

为了进一步提高钢结硬质合金表面的硬度和耐磨性，又不致降低钢结硬质合金的整体强度和韧性，可采用化学热处理。目前，钢结硬质合金的化学热处理方法有三种，即渗氮、氮碳共渗和渗硼处理，其他化学热处理方法尚有待开展。

表 5.3-23　时效硬化型钢结硬质合金的热处理工艺规范

牌号 Ferro-TiC	基体类型	热处理工艺		硬度 HRC	
		固溶处理	时效硬化	退火态	硬化态
M-6 M-6A M-6B	超低碳高镍马氏体时效钢	在 816℃下保温 1～1.5 h 后空冷	在 482℃下保温 3～6 h 后空冷	49 54 58	63 67 68
MS-5	镍铬马氏体不锈钢	在 980℃下保温 30 min 后空冷	在 482℃下保温 10 h 后空冷	46～50	60～62
HT-2	铁铬镍奥氏体合金	在 1 093℃下保温 15 h 后空冷	在 788℃下保温 8 h 后空冷	43～45	51～54

(6) 沉积硬质化合物层

在钢结硬质合金表面上沉积薄层耐磨的 TiC、TiN、Ti（C、N）和 TiC-TiN 层能显著提高其耐磨性，沉积方法主要是化学、物理气相沉积和离子镀。沉积 TiC 后可施行渗碳处理或沉积 TiC 后再进行烧结处理。镍－磷镀层也可提高钢结硬质合金刀具的切削寿命，因为它可降低切削力。

2.3　钢结硬质合金的组织与性能

钢结硬质合金基体的组织取决于其化学成分和热处理工艺：表 5.3-24 和表 5.3-25 为化学成分对钢结硬质合金显微组织和性能的影响；表 5.3-26～表 5.3-29 所列为热处理对钢结硬质合金显微组织的影响。

表 5.3-24　不锈钢的组织状态与主要合金元素含量的关系

序	组织状态	主要合金元素含量		
		C	Cr	Ni
1	马氏体	0.4～1.0	12～18	—
2	半铁素体	<0.1	12～18	—
3	铁素体	<0.15	25～28	—
4	奥氏体	<0.1	>18	>8

表 5.3-25　用不同硬质相及高速钢制备的钢结硬质合金的性能变化

合金序	成分（质量分数）/%				V碳化物/V高速钢	密度/g·cm^{-3}	硬度 HRC			可加工性
	TiC	WC	W18Cr4V 高速钢	Mo9Cr4V 高速钢			退火态	淬火态	560℃三次回火态	
1	30	—	70	—	43.2/56.8	7.02	43～46	70～73	66～68	易
2	—	40	60	—	27/73	10.60	50～54	59～61	70～72	难
3	23	7	70	—	39/61	7.56	43～46	68	68	易

续表 5.3-25

合金序	成分（质量分数）/%				V碳化物/V高速钢	密度/g·cm⁻³	硬度 HRC			可加工性
	TiC	WC	W18Cr4V 高速钢	Mo9Cr4V 高速钢			退火态	淬火态	560℃三次回火态	
4	25	7	70	—	40.5/59.5	7.41	43～46	65	65	易
5	5	25	70	—	24.5/75.5	9.47	52～53	60～63	70	难
6	5	25	—	70	23/77	8.62	41～43	53～55	66	易
7	30	—	—	70	41.2/58.8	6.70	42～44	66～69	67	易

表 5.3-26 典型合金工具钢钢结硬质合金各种热处理状态的组织特征

牌号或代号	组织特征				
	烧结态	退火态	淬火态	回火态①	
				低温	高温
GT35	TiC＋贝氏体	TiC＋珠光体	TiC＋马氏体	TiC＋回火马氏体＋碳化物	TiC＋索氏体（或托氏体）＋碳化物
R5	TiC＋马氏体＋(Cr，Fe)$_7$C$_3$	TiC＋α铁素体＋(Cr，Fe)$_{23}$C$_6$＋(Cr，Fe)$_7$C$_3$	TiC＋淬火马氏体＋(Cr，Fe)$_7$C$_3$	TiC＋回火马氏体＋(Cr，Fe)$_7$C$_3$	TiC＋索氏体（Cr，Fe)$_{23}$C$_4$＋(Cr，Fe)$_7$C$_3$
TLMW50 GW50	WC＋细珠光体	WC＋珠光体＋复式碳化物	WC＋马氏体	WC＋回火马氏体＋复式碳化物	WC＋索氏体＋复式碳化物
GJW50	WC＋细珠光体	WC＋索氏体＋复式碳化物	WC＋马氏体＋残留奥氏体	WC＋回火马氏体	WC＋索氏体

① ＜300℃回火态，回火马氏体；450℃回火态，托氏体；600℃回火态，索氏体。

表 5.3-27 典型不锈钢钢结硬质合金各种热处理状态的组织特征

牌号或代号	组织特征			备注
	烧结态	退火态	硬化态	
R8	Ti＋铁素体＋复式碳化物桥接相		TiC＋铁素体＋少量马氏体	有淬火硬化效应
ST60	TiC＋奥氏体			无热处理效应

表 5.3-28 典型高速钢钢结硬质合金各种热处理状态的组织特征

牌号或代号	组织特征			
	烧结态	退火态	淬火态	500℃回火态
D1 T1	TiC＋极细珠光体（托氏体）	TiC＋珠化体＋碳化物	TiC＋马工体＋残留奥氏体	TiC＋托氏体＋碳化物

表 5.3-29 典型高锰钢结硬质合金各种热处理状态的组织特征

牌号或代号	组织特征	
	烧结态	水韧处理态
TM60 TM52	TiC＋珠光体＋碳化物	TiC＋奥氏体

3 粉末高速钢的热处理

把高速钢粉末冷压烧结制成接近成品的坯件，用热挤压法制成棒材或用热等静压法制成大型坯料。粉末高速钢成分组织均匀、碳化物颗粒小（＜5μm）。力学性能高，加工性能好，刀具寿命长，可用于拉刀、铣刀、滚刀、插齿刀、成形刀等大型、精密、复杂形状刀具；用于高温合金、钛合金、高强度钢等难加工材料的切削刀具；用于自动机床刀具，冷、热作模具以及摇臂镶块、气门座和叶片泵叶片等耐磨零件。

3.1 粉末高速钢类别和性能

粉末高速钢按密度的分类列于表 5.3-30。表 5.3-31 为冷压烧结粉末高速钢的牌号和化学成分，其密度、硬度和热处理列于表 5.3-32。表 5.3-33 所列为 SM2 和 SR 粉末高速钢的物理、力学性能。

表 5.3-30 粉末高速钢按密度的分类

代号	密度类别	相对密度/%
M	中密度	78～84
H	高密度	84～98
F	全密度	＞98

表 5.3-31 冷压烧结粉末高速钢牌号及化学成分

牌号	化学成分（质量分数）/%									
	W	Mo	Cr	V	Si	C	Mn①	P①	S①	O
F3702M F3702H F3702F	5.50～6.75	4.50～5.50	3.80～4.40	1.75～2.20	≤0.40	0.80～0.90	≤0.40	≤0.03	≤0.03	≤0.10

续表 5.3-31

牌号	化学成分（质量分数）/%									
	W	Mo	Cr	V	Si	C	Mn①	P①	S①	O
F3703M F3703H F3703F	5.50 ~ 6.75	4.50 ~ 5.50	3.80 ~ 4.40	1.75 ~ 2.20	0.50 ~ 0.80	0.95 ~ 1.20	≤0.40	≤0.03	≤0.03	≤0.10
F3711F	12.00 ~ 13.00	6.00 ~ 7.00	3.50 ~ 4.50	4.50 ~ 5.50	≤0.30	1.70 ~ 1.90	≤0.40	≤0.03	0.03 ~ 0.08	≤0.10

① 不作限定指标。

表 5.3-32　冷压烧结粉末高速钢密度、硬度及热处理制度

牌　号	密度 /g·cm⁻³	退火态硬度 HBS	淬火温度 /℃	冷却剂	回火温度 /℃	回火时间 ×次数	淬火回火态硬度 HRC
F3702M	6.40 ~ 6.80	≤251	1 150 ~ 1 200	油或氮气	540 ~ 560	2 h×2	45 ~ 55
F3702H	6.80 ~ 7.95		1 150 ~ 1 200	油或氮气		2 h×2	45 ~ 55
F3702F	≥7.95		1 180 ~ 1 230	油或盐浴		1 h×3	62 ~ 65
F3703M	6.40 ~ 6.80		1 150 ~ 1 200	油或氮气		2 h×2	45 ~ 55
F3703H	6.80 ~ 7.75		1 150 ~ 1 200	油或氮气		2 h×2	45 ~ 55
F3703F	≥7.75		1 180 ~ 1 230	油或盐浴		1 h×3	62 ~ 65
F3711F	≥8.05	≤283	1 210 ~ 1 250	油或盐浴		1 h×（3 ~ 4）	65 ~ 69

表 5.3-33　冷压烧结粉末高速钢的性能

代号	牌号	硬度 HRC	抗弯强度 /MPa	冲击韧度 /J·cm⁻²	密度 /g·cm⁻³	碳化物平均尺寸 /μm
SM2	F3702F	63 ~ 66	1 800 ~ 2 000	8 ~ 10	≥9.9	2 ~ 4
SR	F3711F	66 ~ 69	1 800 ~ 2 400	8 ~ 12	≥9.95	2 ~ 4

3.2　热等静压和热挤压粉末高速钢

表 5.3-34 所列为热等静压和热挤压粉末高速钢 FT15 的化学成分，其热处理工艺和热处理后的性能见表 5.3-35 和表 5.3-36。

4　硬质合金的热处理

硬质合金于 20 世纪 20 年代开发应用，对于切削工具的进步具有划时代的意义。它是由难熔金属碳化物 WC、TiC 和 CO、Ni 等金属黏结相构成，具有很高的硬度（83 ~ 93HRA），高的抗压强度（3 260 ~ 6 400 MPa），高的弹性模量（E = 370 ~ 680 GPa），高的抗弯强度（900 ~ 2 800 MPa），惟冲击韧度较低（< 10 J/cm²）。表 5.3-37 所列为硬质合金用各种碳化物的性能。碳化物在铁族金属中的溶解度列于表 5.3-38。

4.1　硬质合金的分类和用途

硬质合金的分类列于表 5.3-39。表 5.3-40 所列为 ISO513 中的分类及用途。

表 5.3-34　粉末高速钢 FT15 化学成分

元素	化学成分（质量分数）/%									
	C	W	Cr	V	Co	Mn	Si	P	S	O
含量	1.45 ~ 1.60	11.50 ~ 13.60	3.60 ~ 4.50	4.20 ~ 5.20	4.20 ~ 5.20	≤0.4	≤3	≤0.03	≤0.03	≤270 × 10⁻⁴

表 5.3-35　热等静压 FT15 热处理制度及性能

密度 /g·cm⁻³	退火态硬度 HBS	淬火温度 /℃	回火温度 /℃	回火时间 × 次数	淬火回火态硬度 HRC	抗弯强度 /MPa	碳化物平均尺寸/μm
10.0	≤290	1 200 ~ 1 240	520 ~ 540	2 h×3	65 ~ 68	≥4 000	1.4

表 5.3-36　热挤压 FT15 热处理制度及硬度

退火态硬度 HBS	淬火温度/℃	冷却剂	回火温度/℃	回火时间 × 次数	淬火回火硬度 HRC
≤280	1 230 ~ 1 260	油	520 ~ 540	2 h×3 ~ 4	65 ~ 68

表 5.3-37 各种碳化物与其性能

碳化物类型	相对分子质量	碳含量 w（C）/%	晶体类型	熔点 /℃	密度/g·cm⁻³ 计算值	密度/g·cm⁻³ 实测值	弹性模量 /MPa	抗压强度 /MPa	抗弯强度 /MPa	硬度 HV
TiC	59.9	20.05	NaCl	3 200	4.23	4.25	321 000	2 910	280 ~ 400	2 850 ± 10
WC	195.9	6.12	六方晶型	2 900	15.52	15.6	720 000	2 910	490 ~ 600	1 780
TaC	192.9	6.23	NaCl 型	3 800	13.95	14.49	289 000	—	—	1 600
NbC	104.9	11.46	NaCl 型	3 800	8.20	7.76	346 000	—	—	1 961 ± 96
W2C	380.0	3.16	密集六方	2 850	17.15	17.2	421 000	—	—	—
Cr_3C_2	180.1	13.31	斜方晶	1 750	6.92	6.68	—	—	—	1 336
VC	63.0	19.07	NaCl 型	2 800	5.25	5.36	270 000	—	—	2 094

表 5.3-38 碳化物在铁族金属中的溶解度（1 250℃） %

项目	Co	Ni	Fe
WC	22	12	7
TiC	3	5	<0.5
TaC	3	5	0.5
NbC	3	5	0.5
Cr_3C_2	13	12	8

4.2 硬质合金的热处理

(1) 退火

两相 WC-10%Co 合金中钨的溶解度曲线如图 5.3-14 所示，该曲线亦即 γ（Co）+WC 转变为复相（WC+γ+Co_3W）的临界温度曲线。在临界温度以上进行退火，可获得两相组织。在临界温度以下进行退火，可获得（WC+γ+CO_3W）三相组织。退火对 WC-Co 合金抗弯强度的影响如图 5.3-15 所示。

(2) 淬火

表 5.3-39 硬质合金分类

类别	符号	成　分	特　点	用　途
钨钴合金	YG	WC、Co，有些牌号加有少量 TaC、NbC、Cr_3C_2 或 VC	在硬质合金中，此类合金的强度和韧性最高	刀具、模具、量具、地质矿山工具、耐磨零件
钨钛钴合金	YT	WC、TiC、Co，有些牌号加有少量 TaC、NbC 或 Cr_3C_2	抗月牙洼性能较好	加工钢材的刀具
钨钛钽（铌）钴合金	YW	WC、TiC、TaC、（NbC）、Co	强度比 YT 类高，抗高温氧化性好	有一定通用性的刀具，适用加工合金钢、铸铁和碳素钢
碳化钛基合金	YN	TiC、WC、Ni、Mo	热硬性和抗高温氧化性好	对钢材精加工的高速切削刀具
涂层合金	CN	涂层成分 TiC+Ti（CN）+Ti	表面耐磨性和抗氧化性较好，而基体强度较高	钢材、铸铁、非铁金属及其合金的加工刀具
	CA	涂层成分 TiC+Al_2O_3		

表 5.3-40 硬质合金应用范围分类和用途分组

应用范围分类 代号	被加工材料类别	颜色	用途分组 代号	被加工材料	适应的加工条件	性能提高方向 切削性能	性能提高方向 合金性能
P	长切屑的钢铁	蓝色	P01	钢、铸钢	高切削速率、小切屑截面、无振动条件下的精车、精镗	↑切削速率 进给量↓	↑耐磨性 韧性↓
			P10	钢、铸钢	高切削速率、中等或小切屑截面条件下的车削、仿形车削、车螺纹和铣削		
			P20	钢、铸钢、长切屑可锻铸铁	中等切削速率和中等切屑截面条件下的车削、仿形车削和铣削、小切屑截面的刨削		
			P30	钢、铸钢、长切屑可锻铸铁	中或低等切削速率、中等或大切屑截面条件下的车削、铣削、刨削和不利条件下的加工		
			P40	钢及含砂眼、气孔的铸钢件	低切削速率、大切削角、大切屑截面以及不利条件下的车削、刨削、切槽和自动机床上加工		

续表 5.3-40

应用范围分类			用途分组			性能提高方向	
代号	被加工材料类别	颜色	代号	被加工材料	适应的加工条件	切削性能	合金性能
P	长切屑的钢铁	蓝色	P50	钢及含砂眼和气孔的中、低强度钢铸件	用于要求硬质合金有高韧性的工序：在低切削速率、大切削角、大切屑截面及不利条例件下的车削、刨削、切槽和自动机床上加工	↑切削速率 进给量↓	↑耐磨性 韧性↓
M	长切屑或短切屑的钢铁和非铁金属	黄色	M10	钢、铸钢、锰钢、灰铸铁和合金铸铁	中或高切削速率、小或中等切屑截面条件下的车削	↑切削速率 进给量↓	↑耐磨性 韧性↓
			M20	钢、铸钢、奥氏体钢或锰钢、灰铸铁	中等切削速率、中等切屑截面条件下的车削、铣削		
			M30	钢、铸钢、奥氏体钢、灰铸铁、耐高温合金	中等切削速率、中等或大切屑截面条件下的车削、铣削、刨削		
			M40	低碳易切钢、低强度钢、非铁金属和轻合金	车削、切断、特别适于自动机床上加工		
K	短切屑的钢铁、非铁金属及非金属材料	红色	K01	特硬灰铸铁、肖氏硬度大于 85 冷硬铸铁、高硅合金、淬火钢、高耐磨塑料、硬纸板、陶瓷	车削、精车、镗削、铣削、刮削	↑切削速率 进给量↓	↑耐磨性 韧性↓
			K10	布氏硬度度高于 220HBS 的灰铸铁、短切屑的可锻铸铁、淬火钢、硅铝合金、铜合金、塑料、玻璃、硬橡胶、硬纸板、瓷器、石料	车削、铣削、钻削、镗削、拉削、刮削		
			K20	布氏硬度低于 220HBS 的灰铸铁、铜、黄铜、铝	用于要求硬质合金有高韧性的车削、铣削、刨削、镗削、拉削		
			K30	低硬度灰铸铁、低强度钢、压缩木料	用于在不利条件下可能要用大切削角的车削、铣削、刨削、切槽加工		
			K40	软木或硬木、有色金属	用于在不利条件下可能采用大切削角的车削、铣削、刨削、切槽加工		

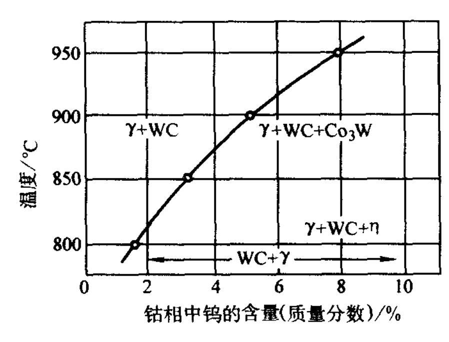


图 5.3-14　WC-10%Co 两相合金黏结相中 W 的固溶度

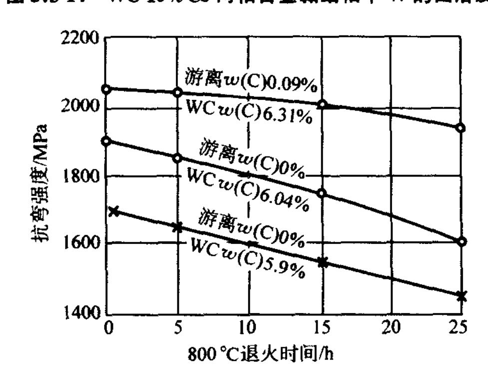


图 5.3-15　800℃退火对 WC-10%Co 合金抗弯强度的影响

淬火可抑制 WC 析出及钴的同素异构转变（Co 密排六方晶$\overset{417℃}{\rightleftharpoons}$Co 面心立方）。实践表明，含钴 40%（质量分数）的合金经淬火后强度可提高 10%，但含钴 10%（质量分数）的合金经淬火后强度却降低。

（3）时效硬化

在 1 250℃固溶处理和不同温度分解后的组织如表 5.3-41 所示。WC-Co 合金在 850～950℃ 等温可出现 η_1 和 η'相。η_1 和 η'相的成分接近于 η（CO_3W_3C），但 η_1 相的钨含量稍低，η'相的钨含量稍高，其晶格常数比 η_1 相大。在 725～775℃等温转变时出现 α'相，电子显微镜观察表明，它是析出在黏结相 α-Co 内的一种极细小的分散相 α'（Co_3WC_x）。在 550～650℃等温时有 ε'相出现，它是一种接近于 Co_3WC_x 的致密组织。经 165 h 等温处理后还可以见到 Co_3W（针状组织）和 ε-Co（密排六方结构）。在 250～400℃等温可形成 CO_2C 相。

WC-Co 合金时效时，合金硬度因 α'相和 ε'相析出而提高，但当发生 Co_3W 析出时，硬质合金硬度将会降低。

虽然硬质合金热处理后 α'（Co_3WC_x）分散相能使合金的硬度提高，但由于热处理时间较长，抗弯强度降低，在生产实践中一般不采用时效硬化方法来提高硬质合金的强度。

为了进一步提高硬质合金的耐磨性，可以在其表面气相沉积 TiC 或 TiN 涂层。

表 5.3-41　Co 过饱和固溶体等温分解时的相转变（熔解温度 1 250℃）

温度范围/℃	相　转　变
950 ~ 1 250	α - Co（W·C）→α - Co + WC
350 ~ 950	α - Co（W·C）→α - Co（重结晶） + η_1 + WC→α - Co + η' + WC
750 ~ 850	α - Co（W·C）→α - Co（C） + CO_3W →ε - Co + η_1 + WC→ε - Co（7） + η' + WC
725 ~ 775	α - Co（W·C）→α - Co + α'→α - Co（C） + Co_3W（针）
600 ~ 750	ε - Co（W·C）→ε - Co + α'→ε - Co（C） + Co_3W（六方）
650 ~ 750	ε - Co（W·C）→ε - Co（C） + Co_3W（针）
550 ~ 650	ε - Co（W·C）→ε - Co（C） + ε'→ε - Co（C） + Co_3W（针）
550 ~ 650	ε - Co（W·C）→ε - Co（C） + ε'→ε - Co（C） + Co_3W（六方）
250 ~ 400	ε - Co（W·C）→ε - Co（W） + Co_2C

编写：徐跃明（北京机电研究所）

第4章　功能合金的热处理

功能合金是指具有特殊功能或效应的金属材料，这里主要指精密机械、仪表、电器等制造业中使用的、要求具有特殊物理性能的精密合金，包括磁性合金、膨胀合金、弹性合金和形状记忆合金等。精密合金的性能都与其成分和结构有极紧密的关系，所以为了获得高性能，从炉料的选择开始，直到最后的加工和处理，都要进行严格的控制，而热处理是其中非常重要的一个环节。

本章主要介绍必须进行热处理的几种应用较广的功能合金的热处理原则、方法和制度。

1　磁性合金的热处理

1.1　金属磁性的物理基础

1.1.1　物质磁性的分类

一切物质，无论处于什么状态和条件下，都显示一定的磁性。磁性来源于物质的原子磁矩，而主要是原子的电子自旋磁矩。在外磁场中，物质的原子磁矩或电子磁矩受到作用而变化，因而单位体积的磁矩即磁化强度发生变化。一般，物质的磁化强度 M 与外磁场强度 H 成正比：$M=\chi H$，比例常数 χ 称为磁化率，是反映物质磁化本性的一种磁参量或磁性能。根据磁化率或磁化曲线（图5.4-1），物质按磁特性分为五种：①抗磁体，磁化率为负（$\chi<0$），绝对值很小（$10^{-6}\sim10^{-4}$），且与外磁场和温度无关，磁化曲线为直线（曲线1）。磁化时，物质的内部产生与外磁场 H 方向相反的微弱附加磁场 H'，与外磁场相斥，而使通过的磁力线减少，磁场减弱。非金属硅、磷、硫和金属铜、银、镉、汞等，都是典型的抗磁性物质。②顺磁体，磁化率为正（$\chi>0$），数值也很小（$10^{-5}\sim10^{-2}$），也与外磁场无关，但与温度有强烈的关系，磁化曲线亦为直线（曲线2）。磁化时物质内部产生一与外磁场 H 方向一致的附加磁场 H'，与外磁场相吸，使磁场增大。但由于在常温下磁化很困难，磁场不会有明显的增大。稀土金属、碱金属和某些过渡金属（钛、钒、钼等）就是强烈的顺磁性物质。③铁磁体，磁化率很高（$\chi=10\sim10^{6}$），在弱磁场中即容易被磁化，获得很高的磁化强度，并很快达到磁饱和。磁化强度与外磁场呈非线形关系（曲线3），但随温度的升高而逐渐减小，到居里温度 T_c 时铁磁性消失，转变为顺磁体。金属铁、钴、镍是最典型的铁磁性物质，它们在居里温度 T_c（相应为770℃、1 131℃和358℃）以下，为磁性很强的铁磁体。④亚铁磁体，与铁磁体基本相似（曲线4），但磁化率和饱和磁化强度较低些，是原子磁矩未完全抵消而有净磁矩的磁体。铁氧体（由以 Fe_2O_3 为主要成分与另一种或多种金属氧化物组成的复合氧化物），为目前应用最广泛的亚铁磁性材料。⑤反铁磁体，磁化率非常小（曲线5），一般在 $10^{-5}\sim10^{-3}$ 之间，是相邻原子自旋磁矩反平行排列的磁体。其磁化率随温度的升高而增大，到奈尔温度 T_N 时达极大值，而后转变为顺磁性。金属铬、α-锰、氧化锰、氧化镍以及过渡金属的离子化合物等，是常见的反铁磁性物质。

抗磁体和顺磁体以及反铁磁体皆属于弱磁性物质，也常被称为非磁性物质，在一般的磁性材料中较少有实际应用。但现在发现，它们在一些特殊器件中，例如在微波高频条件下，有很好的应用前景。铁磁体和亚铁磁体属于强磁性物质，是各种工业中应用最广的磁性材料，其中以铁、钴、镍为基的合金为最重要的和最主要的磁性合金。根据磁特性和应用特点，强磁性合金通常分为软磁合金和永磁（或硬磁）合金两大类。

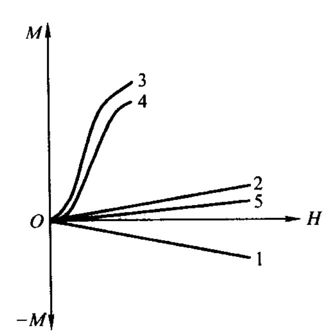


图 5.4-1　物质的磁化曲线示意图

1—抗磁性物质；2—顺磁性物质；3—铁磁性物质；4—亚铁磁性物质；5—反铁磁性物质

1.1.2　磁滞回线

铁磁物质在磁场中磁化时，随外磁场强度 H 值的增大，材料的磁感应强度 B 值很快增大，当磁场达到 H_s 值时，磁感应即达到饱和值 B_s，磁化曲线如图5.4-2中的 Oas 线所示。磁场 H 值接近于 O 时的磁化曲线的斜率 $(B/H)_{H=0}$ 称为初始磁导率 μ_i；过原点的磁化曲线的外切线的斜率为最大磁导率 μ_m。它们反映材料磁化的难易程度，数值越大，则对于高导磁率材料的性能越有利。

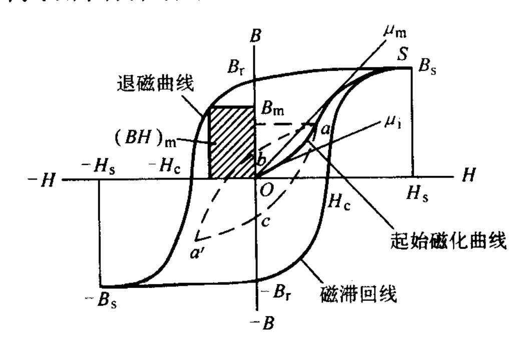


图 5.4-2　铁磁物质的磁滞回线

进行退磁时，磁场强度从 H_s 减小，磁感应强度也随之从 B_s 减小，但不按磁化曲线 Oas 回复，而沿较其更平缓的曲线减小。退磁曲线与磁化曲线的不重合，表明磁化的不可逆性。当磁场强度减小到0时，磁感应强度不降低到0，而还剩余一定的值 B_r。磁感应强度 B 的减小滞后于磁场强度 H 减小的现象称为磁滞。为了使 B 减小到0，必须施加反向磁场 $-H$，在其强度增大到 $-H_c$ 时，$B=0$。如果继续增大反向磁场，则磁体开始在反方向上磁化。$-H$ 增大，$-B$ 也增大，在 $-H_s$ 时反向磁化达到饱和，$B=-B_s$。此时，若减小反向磁场，则与上述过程相似，$-B$ 不断减小，而在 $-H=0$ 时，$B=-B_r$；为了使其降低至0，必须再施加正向磁场到 H_c。H 继续增大到 H_s，材料再次达到磁饱和，$B=B_s$。所以，随 H 由 $+H_s\to0\to-H_s\to0\to+H_s$，$B$ 则由 $+B_s\to B_r\to0\to-B_s\to-B_r\to0\to+B_s$，形成一个对称于原点的回线。此回线即为铁磁材料的饱和磁滞回线，如图5.4-2所示。

由磁滞回线可以确定材料的一些重要磁学性能。B_r 为

剩磁感应强度，也简称剩磁，表示铁磁体磁化到饱和后，去除外磁场时的感应强度；H_c 为矫顽力，表示铁磁体磁饱和后，为了使剩磁消失所需施加的反向磁场强度，它反映铁磁体显示磁性的顽强性。在回线的第二象限的退磁曲线上，有一个 B 和 H 乘积最大的点，这个点的 $(BH)_m$ 叫做最大磁能积，是衡量材料内部能够贮存能量大小的尺度。磁滞回线所包围的面积，表示单位体积材料磁化一个周期的能量损耗，叫做磁滞损耗。

铁磁体在反复进行饱和磁化和退磁时，H 和 B 皆按饱和磁滞回线变化，Oas 曲线只在完全退磁状态（H，$B=0$）磁化时出现，所以叫做起始磁化曲线。在磁化未达饱和时，如从起始磁化曲线上任一点进行退磁，则磁场经由 $H\to O\to -H\to O\to H$，B 的变化皆形成小磁滞回线（见图 5.4-2 中的 $aba'ca$ 小回线）。小回线顶点的 B_m 叫做最大磁感应强度，小回线顶点的连线即构成起始磁化曲线。欲使铁磁体彻底退磁，必须施加不断降低幅度的周期性磁场。

按照磁滞回线的形状（见图 5.4-3）和基本磁特性，磁性合金大体上分为两大类：矫顽力 H_c 大、磁滞回线宽的硬磁合金和矫顽力 H_c 小、磁滞回线窄的软磁合金。

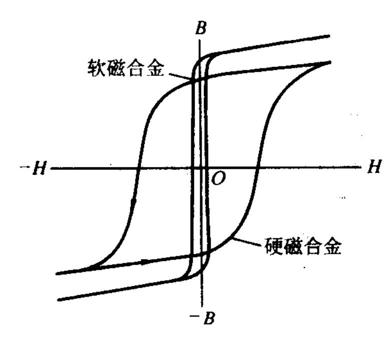


图 5.4-3　硬磁和软磁合金的磁滞回线

1.1.3　磁畴

理论和实验证明，铁磁体是由大量的微小磁区组成的，如图 5.4-4 所示。这些磁区叫做磁畴，体积约为 10^{-6} mm^3，含有约 10^{15} 个原子；宽度约为 $10^{-1}\sim10^{-2}$ mm，原子有 10^5 个以上。每个磁畴内原子的磁矩平行排列，皆有一个永久磁矩。磁畴和磁畴的边界叫做畴壁。畴壁的厚度约 10^{-4} mm，有约 1 000 个原子层，其取向为从一个磁畴磁化方向逐步向另一磁畴磁化方向的过渡，如图 5.4-5 所示。

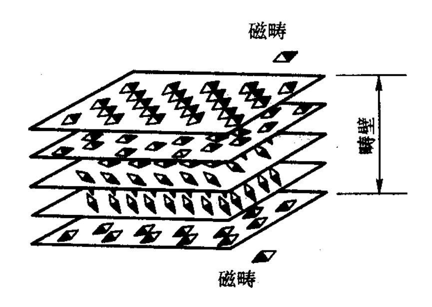


图 5.4-4　铁磁体磁畴示意图

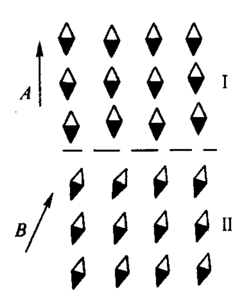


图 5.4-5　铁磁体畴壁结构示意图

铁磁体的每个磁畴都是自发磁化到饱和的小磁铁。过渡族元素如铁、钴、镍等的 $3d$ 层都没有填满电子，相应有 4，3，2 个电子自旋磁矩未被抵消，因此产生原子磁矩。另外，当原子相互接近时，它们的电子发生相互交换，若自旋反向平行排列比同向平行排列的能量高，即交换能为正值时，未被抵消的电子自旋磁矩将自发地排向同一方向，发生自发磁化，形成磁畴，如图 5.4-6 所示。交换能的正负决定于原子间距离和未填满壳层的直径。计算表明，只有在原子间距 a 和 $3d$ 层半径 r 的比值大于 3 时，交换能才为正值（铁、钴、镍的交换能均为较大的正值）。因此，原子存在未抵消的电子自旋磁矩和电子交换能为正值，是磁畴形成的必要条件和充分条件，它们同时也反映了铁磁材料原子结构的特点。

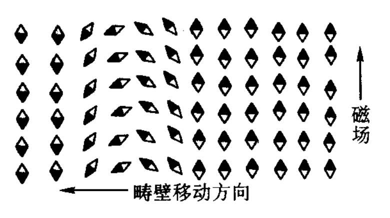
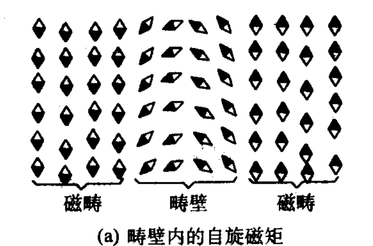


图 5.4-6　自发磁化示意图

铁磁体在完全退磁状态下，磁畴的磁化方向混乱分布，磁矩完全相互抵消，因而材料在宏观上不显示磁性。当施加外磁场时，那些磁化方向平行于外磁场的磁畴，以由原子磁矩转动所引起的畴壁移动的方式（见图 5.4-7），吞并反向磁畴而逐渐长大，最后使整个磁畴沿磁场方向排列。在去除外磁场后，如果磁畴的取向不能恢复原来的状态，则材料继续显示磁性，而产生剩磁。



(a) 畴壁内的自旋磁矩

(b) 施加磁场时磁壁的移动

图 5.4-7　畴壁移动示意图

由于存在磁畴，铁磁体在外磁场中无需依靠每个原子磁矩转动，使方向与磁场方向一致，而可由已自发磁化到饱和的磁畴为磁化单元，借助于所产生的附加磁场很容易地进行磁化。此外，在居里温度以上，由于热骚动大，磁畴消失，

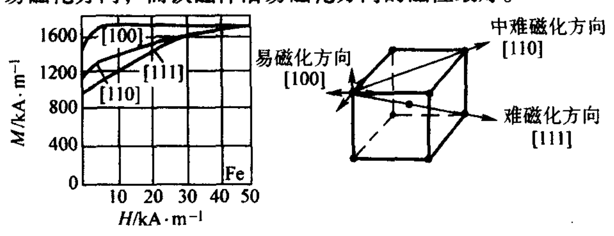
磁化极困难，铁磁体变成顺磁体而不显示磁性。

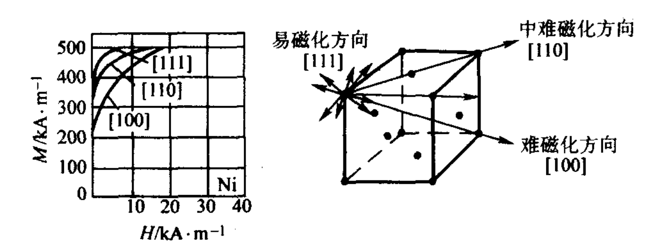
1.1.4 几种磁能

磁畴除了主要决定于交换能外，它的取向和结构还与原子间磁的相互作用有关。这种相互作用主要表现为以下三种磁能。

(1) 磁晶各向异性能

图5.4-8为铁磁体单晶沿不同晶向磁化时的磁化曲线。由于晶体的各向异性，铁沿[100]、镍沿[111]、钴沿c轴方向磁化，在最弱的磁场中也可达到磁饱和，即达到磁饱和所需的磁场能最低值。这些方向为易磁化方向。而铁的[111]、镍的[100]、钴的六方底面(0001)的各方向为难磁化方向。沿不同晶向磁化的难易程度不同，即所需能量不同的现象叫做磁晶各向异性。沿难磁化和易磁化方向磁化的磁化功的差称为磁晶各向异性能，其大小等于该两晶向磁化曲线所包围的面积。为了使磁能量最低，磁畴自发磁化趋向于易磁化方向，而铁磁体沿易磁化方向的磁性最好。





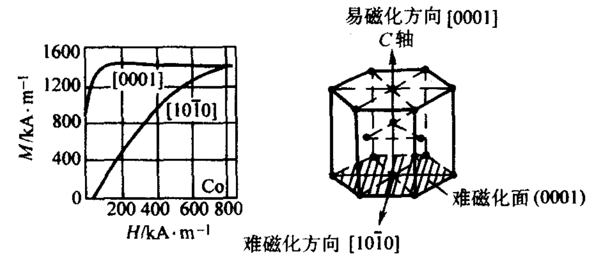


图5.4-8 铁、镍、钴单晶的磁化曲线及难易磁化方向和面

(2) 磁弹性能

铁磁体在磁场中磁化时尺寸或体积发生变化的现象称为磁致伸缩。磁化时铁沿磁化方向伸长，镍则沿磁化方向缩短，而一般铁磁材料的体积变化很小。磁致伸缩和磁晶各向异性的起源相同，是由电子的自旋和轨道磁矩的耦合作用引起的。

磁致伸缩在磁体内造成应力，影响磁化过程的进行。沿磁场方向的拉应力，促进磁化，使磁化所需能量减小；垂直磁场方向的拉应力则阻碍磁化，使磁化所需能量增大。由磁致伸缩引起应力，导致促进或阻碍磁化的能量，叫做磁致伸缩能，或磁弹性能。

(3) 静磁能

铁磁体与磁场的相互作用能称为静磁能。它包括外磁场能和退磁场能两个方面。外磁场能是铁磁体与外磁场的相互作用能，它使磁体（或磁畴）的磁化方向趋于磁场方向并达到磁饱和。退磁场能是铁磁体与自身退磁场的相互作用能。开路状态的铁磁体磁化后，产生磁极，在磁体内部形成减退外磁场作用的退磁场。退磁场能与磁体形状和磁化强度有关，使退磁因子（取决于磁体的几何形状）小的方向成为易磁化方向。

1.2 软磁合金的热处理

软磁合金主要用于制造电力和电子工业中的信息变换、传递和存储元件等。对它的基本要求是：矫顽力H_c小（磁滞损耗小，效率高），饱和磁感应强度B_s高（储能高），初始和最大磁导率μ_i、μ_m高（灵敏度高），以及性能的稳定性好。软磁合金的磁滞回线都很窄。在许多具体情况下，还要求合金具有较高的耐蚀性、耐磨性，一定的机械强度，给定的线膨胀特性等物理、化学、力学性能。

软磁合金的磁导率、矫顽力和磁滞损耗等是很强的组织敏感性能，对合金中的杂质和非金属夹杂、晶体结构、结构的择优取向、晶体缺陷、内应力等非常敏感，而上述各项又取决于合金的成分、加工方法和热处理制度。为了保证高的软磁性能，必须使合金的组织尽可能地趋近于平衡状态，获得大晶粒，并消除各种晶体缺陷。最合适的软磁合金是纯铁族金属（特别是纯铁），以及铁基或其他铁磁金属基的单相合金，而热处理则主要是各种形式的退火操作。

主要的软磁合金有工业纯铁、硅钢、铁镍合金、铁铝合金以及新发展起来的非晶态合金等。

1.2.1 电工用纯铁

电工用纯铁有原料纯铁（DT1、DT2）、电磁纯铁（DT3、DT4、DT5、DT6）和电子管纯铁（DT7、DT8）等三种。它们的饱和磁感应强度高，磁导率高，矫顽力小，但电阻率低，铁损较大，是应用最早、易于加工和最便宜的软磁材料和原料。应用最广的为电磁纯铁，一般用于制造铁心、磁极、衔铁、磁屏等，它的成分，性能和应用特点见表5.4-1。

表5.4-1 电磁纯铁的牌号、成分、主要性能和应用特点

牌号	主要成分（质量分数）/% ≤①					主要磁性能			应用特点
	C	Si	P	S	Al	H_c/A·m^{-1} ≤	μ_m/H·m^{-1} ≥	B_{25}/T≥②	
DT3 DT3A	0.04	0.20	0.020	0.020	0.50	96 72	7.5×10^{-3} 8.75×10^{-3}	1.62	不保证磁时效的一般电磁元件
DT4 DT4A DT4E DT4C	0.03	0.20	0.020	0.020	0.15～0.50	96 72 48 32	7.5×10^{-3} 8.75×10^{-3} 11.25×10^{-3} 15×10^{-3}	1.62	在一定时效工艺下，保证无时效的电磁元件
DT5 DT5A	0.04	0.20～0.50	0.020	0.020	0.30	96 72	7.5×10^{-3} 8.75×10^{-3}	1.62	不保证磁时效的一般磁元件

续表 5.4-1

牌 号	主要成分（质量分数）/% ≤①					主要磁性能			应用特点
	C	Si	P	S	Al	$H_c/A\cdot m^{-1}$ ≤	$\mu_m/H\cdot m^{-1}$ ≥	B_{25}/T≥②	
DT6 DT6A DT6E DT6C	0.03	0.30～0.50	0.020	0.020	0.30	96 72 48 32	7.5×10^{-3} 8.75×10^{-3} 11.25×10^{-3} 15×10^{-3}	1.62	在一定时效工艺下，保证无时效，磁性范围较稳定的电磁元件

① 其余为 Fe。
② 磁场强度为 2 500 A/m 时的磁感应强度。

纯铁的磁性能与纯度有关。纯度愈高，则软磁性能愈好。影响最大的有害杂质是碳。它使磁导率下降，矫顽力提高，铁损增大，磁化困难（见图 5.4-9）。

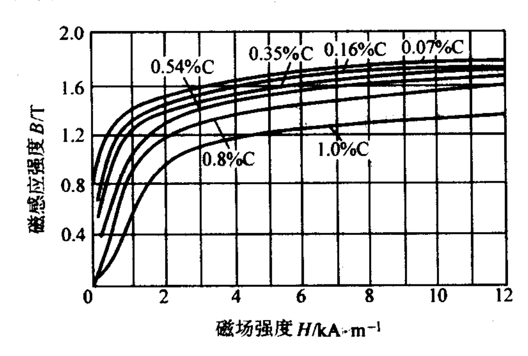


图 5.4-9 碳对纯铁磁化曲线的影响
（图中的碳含量为质量分数）

碳、氧、硅、锰等降低铁的饱和磁感应强度（见图 5.4-10）。溶解在纯铁的 α 相中时，间隙固溶杂质（如碳、氮、氧）的有害作用比置换固溶杂质（如硅、锰等）大。另外，碳、氮、氧还常以碳化物、氮化物、氧化物夹杂的形式出现在纯铁中。这时杂质对磁性能的影响，不仅与杂质的性质和数量有关，而且还与其颗粒大小、形状及分布有联系。杂质性质和基体差别越大，数量越多，颗粒越小，弥散度越大，呈针状或片状均匀分布时，对纯铁磁性能的破坏作用则越大。尤其当杂质颗粒大小与畴壁厚度相当时，由于能阻碍畴壁的移动，使铁的磁化困难，而更降低其软磁性能。

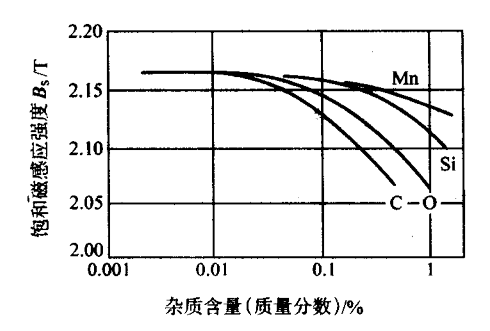


图 5.4-10 杂质对纯铁饱和磁感应强度的影响

纯铁的热处理有下述几种。

1）人工时效　电工用纯铁在常温或 150℃以下长期使用，特别是当温度较高时，超过溶解度的碳从 α 相中析出，形成细小弥散的弱磁性相 Fe_3C，使硬度提高，致使磁导率明显下降（约 30%～50%），铁损增大，矫顽力可能增大若干倍，这种现象叫做磁时效。氮和氧也能引起磁时效。为了避免发生磁时效，电工用纯铁在退火后，可以在 130℃保温 50 h 后空冷，或在 100℃保温 100 h 后炉冷，进行一次人工时效处理，提高组织和性能的稳定性。

2）高温净化退火　为了提高电工用纯铁的纯度，一方面冶炼时采用强烈的脱氧剂（如用 Al 或 Si 脱氧）真空去氧，以及真空重熔等先进工艺；另一方面就是在固态下在氢气中进行高温净化处理。在 1 200～1 500℃的高温下长时间保温，使溶解在金属内部的碳、氮、氧、硫等杂质原子扩散到表面而被消除，或使它们的夹杂物（Fe_3C、Fe_4N、FeO 和 FeS）可能被还原而减少。一些不与氢起作用的少数杂质（如硅、锰、铜、铝）则保留在固溶体内，发生不大的坏作用。采用高温真空退火处理，同样可得到净化效果。电工用纯铁经净化退火以后，由于杂质含量降低和晶粒粗化，软磁性能大大提高，最大磁导率可提高一个数量级。例如，纯铁在氢气中于 1 480℃保温 18 h 后，缓慢冷却到 830℃，再保温 12 h 后缓慢冷至室温时，得到的磁导率 $\mu_i\approx25\times10^{-3}$ H/m；$\mu_m\approx300\times10^{-3}$ H/m。

3）去应力退火　冷加工造成纯铁内部多种晶体缺陷（位错、层错等），并引起内应力，增加磁畴壁运动的难度，使 H_c 增大，μ_m 值降低（见图 5.4-11）。为了消除这些不良影响，可以进行去应力退火或再结晶退火。退火温度对磁性能的影响如图 5.4-12 所示。退火温度高，晶粒粗大，于磁性能有利，所以去应力退火一般采用不发生 α⟺γ 相变的最高温度，避免冷却时发生相变使晶粒细化。因此，纯铁消除冷加工应力通常采用的再结晶退火工艺制度是：在 600℃以下装炉，随炉升温至 800℃，再慢速加热到 830～890℃，保温 4 h，然后以不大于 50℃/h 的冷速冷至 700℃，最后随炉冷到 500℃以下出炉。整个退火在氢气或真空中进行。退火工艺曲线如图 5.4-13 所示。

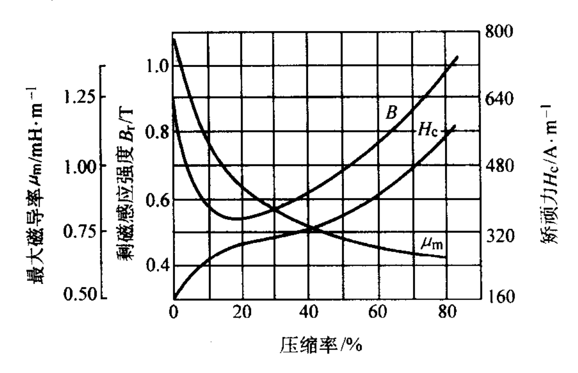


图 5.4-11 冷变形对工业纯铁的磁性能的影响

1.2.2 电工用硅钢

电工用硅钢实际上就是工业纯铁中含 w（Si）1%～4.5%的铁硅合金。它在室温下具有含硅的单相铁素体组织。硅溶于铁中形成置换固溶体，引起晶格畸变，使电阻率增大，涡流损耗减少。晶格畸变也使矫顽力增大，但因硅钢在高温下可获得粗大晶粒，且冷却对无相变引起的晶粒细化，

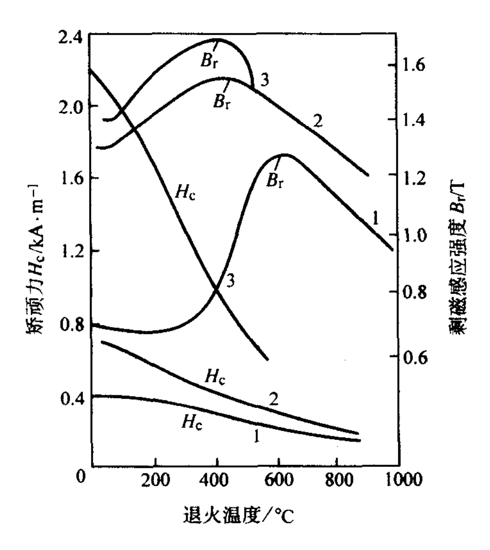


图 5.4-12　冷加工纯铁的磁性能与退火温度的关系
压缩率：1—45%；2—94%；3—99.9%

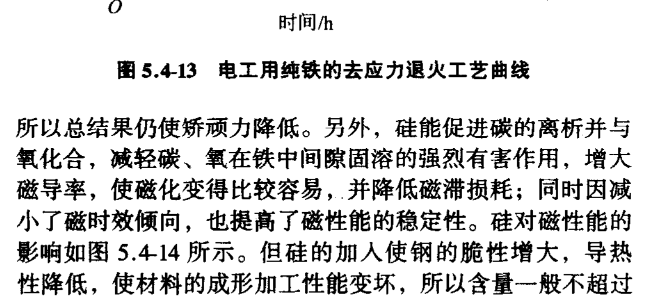
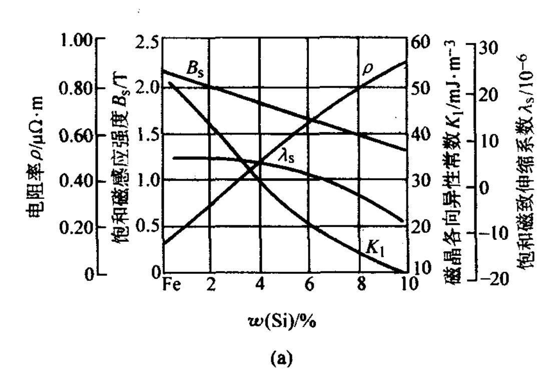


图 5.4-13　电工用纯铁的去应力退火工艺曲线

所以总结果仍使矫顽力降低。另外，硅能促进碳的离析并与氧化合，减轻碳、氧在铁中间隙固溶的强烈有害作用，增大磁导率，使磁化变得比较容易，并降低磁滞损耗；同时因减小了磁时效倾向，也提高了磁性能的稳定性。硅对磁性能的影响如图 5.4-14 所示。但硅的加入使钢的脆性增大，导热性降低，使材料的成形加工性能变坏，所以含量一般不超过 w（Si）4.5%。



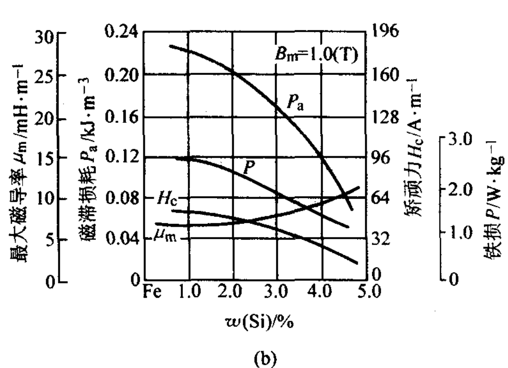


图 5.4-14　硅含量对电工用硅钢磁性能的影响

电工用硅钢磁感应强度较高，铁损（包括磁滞损耗和涡流损耗）较小，加工性能良好，主要用于制造电机和变压器的铁心，因此也常称电机钢或变压器钢，是用量最大的一种软磁材料。

影响铁心硅钢片磁性能的主要因素，除了硅含量以外，还有成分中的杂质、结构的择优取向程度、应力状况和钢片厚度等。①硅钢中碳、氧、氮、硫等杂质的存在，均使磁性恶化，但少量磷的存在有利于获得粗晶，对磁性有益。②铁素体具有明显的磁晶各向异性，易磁化方向为〈100〉。当大多数晶粒的（110）面平行于硅钢片轧制时的轧面，［001］方向平行于轧向，形成高斯织构（110）［001］时，硅钢片沿轧向有良好的磁性，为单取向硅钢片；而当大多数晶粒的（100）面平行于轧向，一个［001］方向平行于轧向，另一个［010］方向垂直于轧向，形成立方织构（100）［001］时，则硅钢片沿轧向和垂直轧向均有良好的磁性，为双取向硅钢片。③磁性对应力比较敏感，加工过程中产生的任何应力均使磁性恶化。④硅钢片的厚度愈大，涡流损耗也愈大。所以，为了获得高磁性，硅钢片应该是杂质少（特别是碳）、晶粒大、取向度高的薄铁硅合金片。这就是硅钢片生产工艺安排的原则。

高性能硅钢片的生产工艺是：冶炼出给定硅含量和最低碳含量（实际上一般约为 w(C)0.05% 的钢坯，然后热轧成约 2.5 mm 厚的钢带，最终冷轧为常用厚度 0.5～0.35 mm 的薄钢片。冷轧之前要进行退火，并在此道工序中把碳降到 w(C)0.02% 以下；最后要进行成品的高温退火，以消除加工硬化和使晶粒粗化。这两种退火是硅钢片生产中最典型和最重要的热处理。如果冷轧变形度较大（45%～60%），得到的是有织构的组织，取向度约达 90%；若冷轧变形较小（＜7%～10%），则获得取向度小的组织。如果只在热态下轧制，则硅钢片得不到织构，沿轧向和垂直轧向的性能一样。因此，根据织构取向的特点，硅钢片分为无取向热轧硅钢片、低取向度冷轧硅钢片和取向冷轧硅钢片。它们的性能见表 5.4-2。

表 5.4-2　电工用硅钢片的磁性能

钢　牌　号		磁感应强度 B_{25}/T	单位重量铁损 $P_{10/50}$/W·kg^{-1}①
热轧硅钢片（厚度 0.50 mm）	D11	1.53	3.20
	D12	1.50	2.80
	D21	1.48	2.50
	D22	1.51	2.20
	D31	1.46	2.00
	D32	1.50	1.80
	D41	1.45	1.60
	D42	1.45	1.35
	D43	1.44	1.20

续表 5.4-2

钢　牌　号		磁感应强度 B_{25}/T	单位重量铁损 $P_{10/50}$/W·kg^{-1}①
低取向度冷轧硅钢片（厚度 0.50 mm）	D1100	1.53	3.30
	D1200	1.53	2.80
	D1300	1.55	2.50
	D3100	1.50	1.70
	D3200	1.48	1.50
取向冷轧硅钢片（厚度 0.50～0.35 mm）	D310	1.70/1.70	1.15/0.90
	D320	1.80/1.80	1.05/0.80
	D330	1.85/1.85	0.95/0.70

① 用50周波反复磁化到最大磁感应强度达1 T时的单位重量铁损。

(1) 热轧硅钢片的热处理

热轧无取向硅钢片是含硅的低碳镇静钢板坯，经多次加热连续热轧或叠片热轧制成的。成品在连续式燧道炉、箱式炉或带钢连续炉中退火。退火温度和时间随硅钢片品种及生产工艺的不同，一般为700～1 200℃和保温一天到数天，炉内通保护气体，通过去除应力、脱碳和晶粒长大，使产品达到性能要求。

热轧无取向硅钢片的性能不如冷轧取向硅钢片（见图5.4-15），有逐渐被后者取代的趋势。

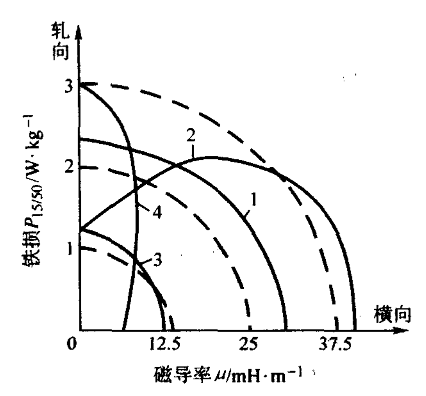


图 5.4-15　热轧和冷轧取向硅钢片的磁性与取向的关系

1—热轧无取向硅钢片［w（Si）4%］的 $P_{15/30}$；
2—冷轧单取向硅钢片的 $P_{15/50}$；
3—热轧无取向硅钢片在1 T时的 μ 值；
4—冷轧单取向硅钢片在1 T时的 μ 值

(2) 冷轧无取向硅钢片的热处理

冷轧无取向实际上是低取向。冷轧硅钢片的磁性较高，厚度较均匀，表面质量较好。许多情况下（如电机用硅钢片）要求硅钢片磁各向同性，所以20世纪50年代以后出现了冷轧无取向硅钢片，并且发展很快。这种硅钢片目前一般采用一次冷轧或临界变形法生产，其工艺流程为：冶炼→铸锭→初轧开坯→热轧→酸洗→冷轧（→中间退火→临界变形）→成品热处理。生产方法的基本思想是：通过冷轧制度和最终热处理制度的适当配合，破坏择优取向，获得各向同性。一次冷轧法生产效率高，但因无中间退火的脱碳过程，难以保证高磁性。临界变形法是在冷轧中间退火后进行变形，破坏已产生的各向异性，同时获得大晶粒。压下率一般为8%～10%，但此法常保留有一定的各向异性。

中间退火在800～900℃干氢气或保护气氛中进行。

最终成品热处理有低温和高温退火两种。①在900℃以下退火时，二次再结晶不能显著进行，磁各向异性不大，磁感应强度高。②最终退火温度高于1 100℃时，由于发生α→γ转变，破坏了晶粒的择优取向，使磁各向异性降低。最终退火均在氢气或保护气氛中进行，采用罩式炉或连续炉处理。

(3) 冷轧取向硅钢片的热处理

为了获得高磁性的单取向硅钢片，钢中必须含有有利杂质。它们在850℃以下呈细小颗粒弥散分布在钢内，稳定地抑制晶粒长大；但在850℃以上能溶解于基体中，便于二次再结晶的进行，并可促进（110）［001］取向的优先长大，而在高温下则易分解而被去除。常用杂质为硫化物、氮化物和碳化物，如MnS、AlN、VC等。

具有高斯织构的单取向冷轧硅钢片的典型生产流程为：冶炼→铸锭→开坯→热轧（至厚约2.2 mm）→退火→酸洗→冷轧（至厚约0.7 mm）→中间退火→冷轧→（至最终厚度0.35 mm）→脱碳退火→成品退火→涂层→拉伸回火→成品。在这个生产过程中，热处理对产品的生产和最终性能都有极重要的作用，各道热处理的目的和工艺可以说明如下。

1）黑退火，是将杂质（有利杂质除外）含量较少的热轧钢带，在冷轧之前，在760～780℃保温8～15 h，然后炉冷。目的是将钢中的w(C)脱至0.02%以下，以有利于以后促进获得高斯织构的杂质均匀析出，并获得细小的晶粒，为冷轧和后续工序作组织准备。

2）中间退火，经第一次冷轧后，钢带即成为最后的冷轧坯带，同时获得冷轧（变形）织构，为再结晶织构的形成创造条件。中间退火一般在800～900℃进行，炉中通湿氢或分解氨，保温数分钟。目的是软化组织；为高斯织构的形成提供一定量的（110）［001］取向晶粒可变为此种取向的（111）［11$\bar{2}$］取向晶粒；同时进一步脱碳，使w(C)降低到约0.01%。第二次冷轧后钢带达到最终尺寸，并获得更多更强的（111）［11$\bar{2}$］织构。

3）脱碳退火，退火温度为780～830℃，一般采用连续炉通湿氢处理，使钢中w(C)降低到达0.008%以下；利用有利杂质对晶粒长大的阻碍作用；获得细小的再结晶晶粒；并使（110）［001］取向的晶粒增多，为二次再结晶生成高斯织构提供更多的晶核。

4）成品退火，通常在电热罩式炉中的氢气、保护气氛或在真空下进行，温度为1 150～1 200℃或更高。在950～1 100℃范围内控制加热速度，使杂质的溶解速度与（110）［001］取向晶粒的长大速度相适应，发生（110）［001］的择优长大。通过这样的二次再结晶，获得完善的、高取向度的高斯织构，并在更高的温度下去除杂质，得到粗大晶粒。典型的工艺制度如图5.4-16所示。

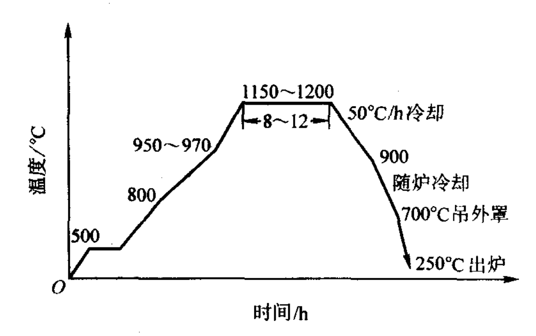


图 5.4-16　单取向硅钢片最终退火工艺曲线

5）拉伸回火，硅钢片涂绝缘层后要进行拉伸回火。回火温度为700～750℃，氢气保护，拉伸应力不大于10 MPa，变形量不超过0.2%。回火的目的是矫正钢卷在高温退火中

产生的板面弯曲和轧制时的翘变，并可使铁损降低和磁感应改善。

除单取向外，还有具有立方织构的双取向硅钢片。其生产方法是，以高纯度单取向硅钢片为原料，采用两次冷轧（变形率为 60%～70%），在 1 050℃进行中间退火，最终退火在 1 150～1 200℃进行，保温 7～10 h。此法生产的成品取向度高，但厚度不能超过 0.20 mm，大厚度双取向硅钢片采用柱状晶法生产。将坯带顺其柱晶轴向热轧，然后在高真空或干氢中进行长时间高温（1 200～1 300℃）退火，使 w(C) 降至约 0.002%，并以 40% 的压下率冷轧。这种方法获得的立方织构的取向度较低。目前，双取向硅钢片应用还不多。

1.2.3　铁镍合金

铁镍软磁合金常称坡莫合金。与纯铁和电工钢相比，它的特点是，在弱磁场中有很高的磁导率和很低的矫顽力，磁损也小，常具有矩形磁滞回线；广泛应用于电信、计算机和控制系统。

图 5.4-17 为铁镍合金相图。w(Ni) 小于 30% 时，合金中有 $\alpha \rightleftharpoons \gamma$ 相变，w（Ni）高于 30% 时，合金呈单相相 γ 固溶体状态，加热和冷却时不发生 $\gamma \rightleftharpoons \alpha$ 相变。当冷却经过居里点时，合金由顺磁性 γ 相转变为铁磁性 γ 相。含约 w(Ni) 79.5% 的合金缓慢冷却时，在 506℃时发生有序化转变，形成“超结构”相 $FeNi_3$。此有序化转变与合金中的其他元素和冷却速度有关。Mo、Cu、Cr 等阻碍有序化过程的发展，使有序化转变温度下降，Mn 等则相反。在转变温度范围内，改变冷却速度可以控制有序化发展的程度。

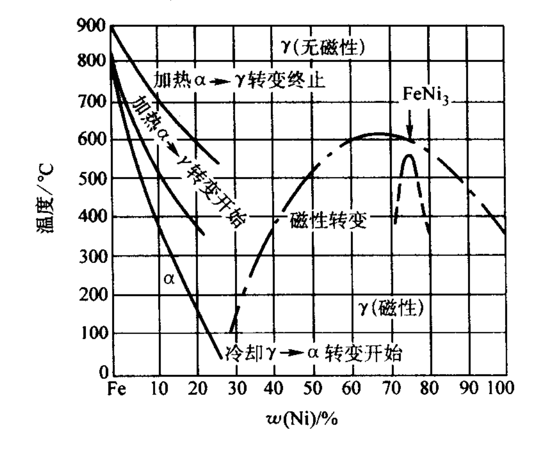
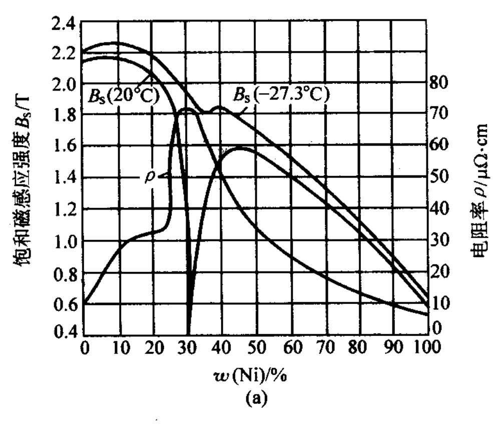
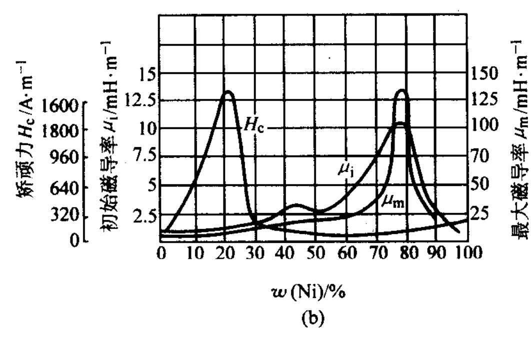


图 5.4-17　铁镍合金相图

图 5.4-18 展示各种磁性能与合金镍含量的关系。w(Ni) 78%～80% 的合金的饱和磁致伸缩系数 χ_s 和磁晶各向异性常数 K_1 都接近于零，初始及最大磁导率 μ_i 和 μ_m 都具有极大值；w(Ni)50% 的合金的饱和磁感应强度 B_s 值高，电阻率 ρ 也高；含 w(Ni)65% 的合金的居里点 t_c 最高，有利于获得较好的磁场热处理效果。这些铁镍合金都是优良的导磁合金。





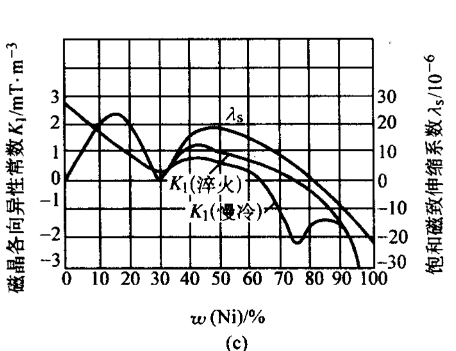


图 5.4-18　铁镍合金的各种磁性能与镍含量的关系

铁镍软磁合金的种类较多，根据其特性和用途可进行表 5.4-3 所示的分类。它们的主要成分和性能见表 5.4-4。

合金的磁性能除了决定于成分、成分的均匀性和杂质状态以外，许多对组织敏感的性能还取决于组织结构、结构的均匀性、结构的取向特性、晶格畸变状态和晶粒大小等等，所以磁性合金要进行热处理。对于各向异性合金，特别是矩磁合金和恒磁合金，还要进行磁场热处理。铁镍合金的热处理主要有三种。

（1）中间退火

铁镍合金的塑性很好，可以冷轧成薄带或极薄带（如高频用厚 0.01～0.005 mm 的薄带）。薄带由多次冷轧获得，变形量较大，对于 1J50 类合金，采用中等压下率，压下率一

般为60%～80%。为了进一步变形加工，必须进行中间退火。为了改善磁性元件机械加工的工艺性能，也应进行预先处理热（退火）。这类中间退火或预先热处理均在真空或氢气中进行。加热温度为850～870℃，保温1～4 h，然后以200～300℃/h的冷速冷至600℃，再空冷或炉冷。

（2）高温退火

软磁合金的最终热处理多为高温退火，目的在于消除应力，净化成分，获得均匀的组织，调整和提高磁性能。

表5.4-3　铁镍合金的类型、性能特点和主要用途

类　型	牌　号	w（Ni）/%	磁性能特点	主要用途
1J50类	1J46 1J50 1J54	36～50	饱和磁感应强度高，磁导率低和矫顽力较大	中小功率变压器，扼流圈和控制微电机等的铁心
1J51类	1J51 1J52 1J34	34～50	具有晶粒取向或磁畴取向（磁场热处理后），沿易磁化方向磁化具有矩形磁滞回线，其他磁性能与1J50类相近	中小功率的、高灵敏度的磁放大器，中小功率的脉冲变压器和记忆元件
1J65类	1J65 1J67	≈65	磁场热处理后获得磁畴取向，沿易磁化方向直流磁导率最高，磁滞回线呈矩形，但磁性不稳定	中等功率的磁放大器和扼流圈，计算机的记忆元件，但合金的电阻率低，不宜在较高的频率下使用
1J79类	1J79 1J80 1J83 1J76	74～80	在低磁场下有很高的最大磁导率，初始磁导率仅次于1J85类合金，矫顽力也很低，但饱和磁感应强度不高	在低磁场下使用的高灵敏性的小功率变压器，小功率磁放大器、继电器、扼流圈和磁屏蔽等
1J85类	1J85 1J86 1J77	80 81 77	具有最高的初始磁导率，极低的矫顽力和很高的最大磁导率，对微弱信号反应灵敏，电阻率比1J79类高，但饱和磁感应强度低，应力对磁性的影响很明显	仪表和电信工业中作扼流圈，音频变压器，高精度电桥变压器、互感器、快速磁放大器以及精密电表中的动片和定片
1J66类（恒磁）类	1J66	≈65	横向磁场热处理后具有磁畴取向，在相当宽磁场，一定宽的温度和频率范围内磁导率不变	各种用途的恒电感，中等功率的单极性脉冲变压器等

表5.4-4　铁镍合金的主要成分和磁性能（厚度0.05～0.09 mm）

牌　号	主要成分[①] /%	μ_i/H·m^{-1} ≥	μ_m/H·m^{-1} ≥	H_c/A·m^{-1} ≥	B_s/T ≥	B_r/B_m （$H=80$ A/m） ≥	T_c/℃	ρ /μΩ·cm
1J46	Ni46	2.875×10^{-3}	27.5×10^{-3}	24	1.5		480	45
1J50	Ni50	3.5×10^{-3}	35×10^{-3}	20	1.5		500	45
1J51	Ni50		62.5×10^{-3}	16	1.5	0.9	500	45
1J65	Ni65		187.5×10^{-3}	4.8	1.3	0.9	600	25
1J34	Ni34Co29Mo3		112.5×10^{-3}	9.6	1.5	0.9	610	50
1J54	Ni50Cr4Si	2.5×10^{-3}	25×10^{-3}	16	1		360	90
1J79	Ni79Mo4	22.5×10^{-3}	137.5×10^{-3}	2.8	0.75		450	55
1J80	Ni80Cr3Si	25×10^{-3}	112.5×10^{-3}	3.2	0.65		330	62
1J85	Ni80Mo5	35×10^{-3}	137.5×10^{-3}	2.4	0.7		400	56
1J77	Ni77Cu4Mo5	37.5×10^{-3}	175×10^{-3}	2	0.6		—	62
1J76	Ni76Cu5Cr2	22.5×10^{-3}	125×10^{-3}	3.2	0.75		—	65
1J67	Ni65Mo2		250×10^{-3}	4.8	1.2	0.9	560	47
1J52[②]	Ni50Mo2		87.5×10^{-3}	16	1.4	0.9	500	60
1J83	Ni80Mo3	8.75×10^{-3}	187.5×10^{-3}	2.4	8.2	0.8	480	50
1J86	Ni81Mo6	50×10^{-3}	187.5×10^{-3}	1.44	0.6		400	70
1J66[②]	Ni65Mo1	感应磁导率 $\mu_e\geq3.75\times10^{-3}$		交流稳定值 $\alpha\leq7\%$		交直流稳定值 $\alpha\leq6\%$		温度稳定值 $\alpha_T\leq5\%$

① 其余为Fe。

② 厚度0.05～0.10 mm。

1）退火介质　软磁合金的高温退火必须在保护气氛（通常用氢）或真空中进行，以防氧化并去除杂质。

在氢气中，温度越高，薄带厚度越小，杂质越易于从内部扩散到表面而被清除。氢的纯度越高，流量越大，去除杂质的效果越好。氢气应干燥，露点在 -40℃以下。在真空中，溶解在合金中的气体较易从表面逸出，一些杂质化合物也较易分解挥发，使合金净化。真空度和温度越高，净化效果越好。一般，真空度应不低于 1.33 Pa。

实践表明，非真空冶炼的合金，采用真空处理效果较好；而真空冶炼的合金，以采用氢气处理较为适宜。厚度小于 0.05 mm 的薄带，特别是含铬、硅的合金，对氢纯度要求较高，不论真空或非真空冶炼，一般以真空热处理为好。但若有高纯氢气，由于其高温下的还原能力很强，则无论何种方法冶炼的合金，氢气退火更为适宜。在氢气中处理时，要注意合金的渗氢问题。为此，必须采取缓冷或氢气-真空双联处理，以保证磁性能和力学性能不受影响。

2）加热条件　加热速度对软磁合金一般不很重要。为了最好地消除应力，净化成分，获得要求的组织和较好的磁性能，铁镍合金的退火温度都选定在 1 000 ~ 1 300℃之间。提高退火温度可显著提高合金的磁导率（见图 5.4-19），明显地降低矫顽力。但温度过高时会引起变形。除超低矫顽力合金的退火温度为 1 300℃外，一般高导磁铁镍合金的退火温度多在 1 100℃左右。对于要求具有矩磁特性的铁镍合金，因经过较大的冷轧变形，压下率常在 95%以上，为了避免织构的破坏，退火温度可以低一些，常选在 1000℃以下，图 5.4-20 和图 5.4-21 展示退火温度对 Ni29Mo4 合金的磁导率、矫顽力和矩形比的影响。采用较低的退火温度，对合金的力学性能和防止变形也较为有利。

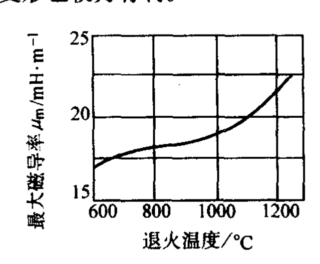


图 5.4-19　w（Ni）45%的铁镍合金的磁导率与退火温度的关系

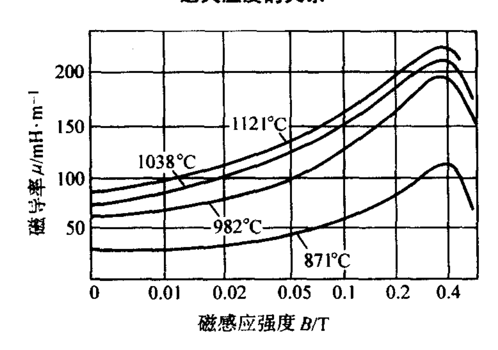


图 5.4-20　退火温度对 Ni29Mo4 合金磁导率的影响

退火保温时间与合金的类型、元件尺寸、装炉量、性能的要求等因素有关，一般为 3 ~ 6 h；矩磁合金的时间为 2 h 左右。

3）冷却制度　退火加热后的冷却方法对铁镍软磁合金的磁性具有极重要的作用。合金的有序化程度直接影响磁晶各向异性常数 K 和磁致伸缩系数λ，因而影响磁导率 μ 的大小。从退火温度 1 100℃到接近有序化转变温度 600℃，一般采用 150 ~ 200℃/h 的冷却速度，平稳地进行冷却。冷速不宜超过 250℃/h，以免产生内应力，导致磁性下降。

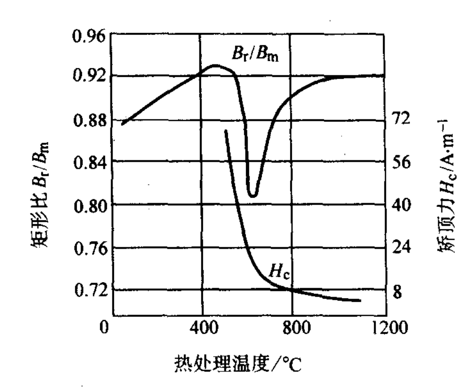


图 5.4-21　退火温度对 Ni79Mo4 合金矫顽力和矩形比的影响

在有序化转变温度范围（600 ~ 400℃）内，冷却速度尤需适当，以使 K 值和 λ 值趋近于零或足够小，得到尽可能高的磁导率 μ。图 5.4-22 示出不同成分的 Ni-Fe-Mo 合金磁导率与退火冷却速度的关系。它表明随合金中钼含量的增加，对应于最大初始磁导率的最佳冷却速度降低。这是钼阻止 $FeNi_3$ 有序相形成的结果。图 5.4-23 示出 Ni-Fe-Mo 合金的镍含量对最佳冷却速度的影响。可见镍含量越高，获得高磁导率的冷却速度越大。

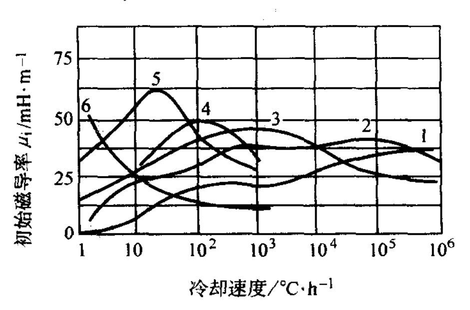


图 5.4-22　Ni-Fe-Mo 合金的磁导率与冷却速度和钼含量（质量分数）的关系

1—Ni79.8%，Fe17.2%，Mo3%；2—Ni80.1%，Fe15.9%，Mo4%；3—Ni80.5%，Fe14.5%，Mo5%；4—Ni80.5%，Fe14.3%，Mo5.2%；5—Ni80.9%，Fe13.1%，Mo6%；6—Ni81.3%，Fe11.7%，Mo7%

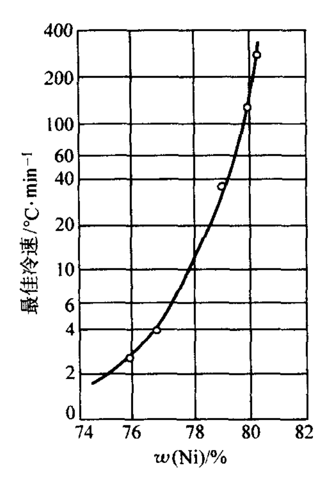


图 5.4-23　Ni-Fe-Mo 合金中镍含量对最佳冷却速度的影响

一般，对于镍含量低于 65%的合金，由于有序化转变不明显，冷却速度的作用不大，允许采用较快的冷却速度，但以不引起较大内应力为原则。

（3）磁场退火

有些软磁合金在高温退火之后还要进行磁场退火。磁场退火有两种方法：一种是将合金重新加热到居里点以上约50℃（600℃左右），保温一段时间后，在磁场中缓慢冷却；第二种是加热到居里点以下一定温度（400℃左右），加磁场并保温较长时间，再进行冷却。后者称为等温磁场退火。经过磁场退火后，合金中的磁畴采取与外磁场方向一致的分布，形成磁织构，显示出在外磁场方向上的单轴各向异性，沿磁场方向和垂直磁场方向的磁性能产生明显的差异。图5.4-24是 w（Ni）50%的铁镍合金经一般退火和磁场退火后的磁导率变化曲线。

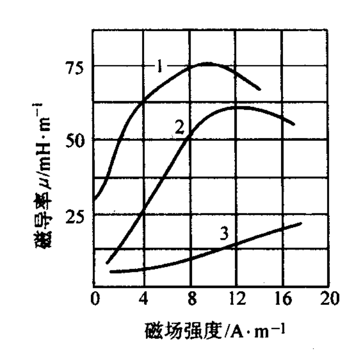


图5.4-24　w（Ni）50%的铁镍合金的磁导率经热处理后的变化
1—沿外磁场方向退火；2—无磁场的退火；
3—垂直外磁场方向退火

矩磁合金通常进行纵向磁场退火，即热处理时使磁场方向与应用时的磁化方向一致。退火后合金的 μ 值和 B_r 值提高（图5.4-24中曲线1在曲线2之上），H_c 和铁损降低，矩形比 B_r/B_m 增大，磁滞回线呈矩形，如图5.4-25所示。恒磁合金则进行横向磁场退火，使磁场方向与应用时的磁化方向垂直。这时合金的 μ 值和 B_r 值下降（图5.4-24中曲线3在曲线2之下），磁滞回线呈扁平状，μ 值在一定磁场强度范围内变化不大。

必须提出的是，磁场退火前、高温退火后的合金应处于无序状态，以保证随后在磁场的作用下形成磁织构。否则，由于有序状态下结构稳定而使磁场退火的效果降低。另外，

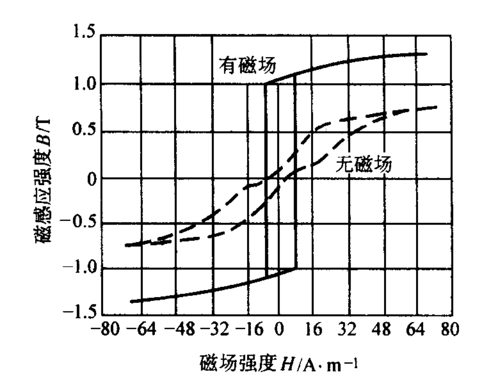


图5.4-25　w（Ni）65%的铁镍合金的磁滞回线

合金的居里点对磁场退火的效果有影响。居里点低时，因磁场退火的温度较低，形成磁织构所必需的原子扩散较为困难，磁场热处理的效果较小。对于依靠磁场热处理产生磁各向异性的合金，居里点越高效果越大。图5.4-26表明合金的最大磁导率与居里温度的对应关系。

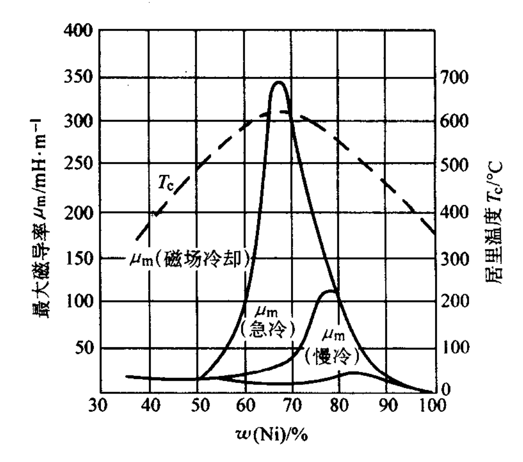


图5.4-26　铁镍合金最大磁导率范围与居里温度的关系

常用高导磁、矩磁和恒磁铁镍合金推荐的热处理工艺见表5.4-5。

表5.4-5　铁镍合金的热处理工艺

合金牌号	退火介质	加热温度及速度	保温时间	冷却制度
1J46 1J50 1J79	氢气或真空	1 050～1 150℃随炉升温	3～6 h（根据尺寸与装炉量而定）	以100～200℃/h速度冷却到300℃出炉
1J51	氢气或真空	1 050～1 100℃随炉升温	1 h	以100～200℃/h速度冷却到300℃出炉
1J65	第一步 氢气或真空	1 000～1 150℃随炉升温	3～6 h（根据尺寸与装炉量而定）	以100～200℃/h速度冷却到300℃出炉
1J34	第二步氢气	650～700℃	1～2 h	在1 200～1 600 A/m磁场中以30～100℃/h速度冷却到200℃出炉
1J54	氢气或真空	1 100～1 150℃随炉升温	3～6 h（根据尺寸与装炉量而定）	以100℃/h速度冷却到300℃出炉
1J80	氢气或真空	1 100～1 150℃随炉升温	3～6 h（根据尺寸与装炉量而定）	以100～200℃/h速度冷却到400℃出炉
1J8	氢气或真空	1 100～1 200℃随炉升温	3～6 h（根据尺寸与装炉量而定）	以100～200℃/h速度冷却到48℃，再快冷到400℃出炉
1J77	氢气或真空	1 100～1 200℃随炉升温	3～6 h	以100～150℃/h的速度冷却到500℃，然后以30～50℃/h的速度冷却到300℃出炉

续表 5.4-5

合金牌号	退火介质	加热温度及速度	保温时间	冷 却 制 度
1J76	氢气或真空	1 100 ~ 1 150℃随炉升温	3 ~ 6 h	以 100℃/h 的速度冷却到 500℃，然后以 10 ~ 50℃/h 的速度冷却到 300℃出炉
1J67	第一步 氢气或真空	1 100 ~ 1 150℃随炉升温	3 ~ 6 h	以 100 ~ 200℃/h 的速度冷却到 600℃，炉冷到 300℃
	第二步氢气	650℃随炉升温	1 h	在 1 200 ~ 1 600 A/m 恒磁场中以 30 ~ 100℃/h 的速度冷却到 200℃出炉
1J52	氢气或真空	1 050 ~ 1 150℃随炉升温	1 h	以 100 ~ 200℃/h 的速度冷却到 600℃，再炉冷到 300℃出炉
1J83	氢气或真空	1 050 ~ 1 150℃随炉升温	3 ~ 5 h	以 100 ~ 200℃/h 的速度冷却到 600℃，再炉冷到 300℃出炉
1J86	氢气或真空	1 100 ~ 1 200℃随炉升温	3 ~ 6 h	以 100℃/h 的速度冷却到 600℃，然后以 30 ~ 100℃/h 的速度冷却 300℃出炉
1J66	第一步氢气	1 200℃随炉升温	3 h	以 100℃/h 的速度冷却到 600℃，再炉冷到 300℃出炉
	第二步氢气	650℃随炉升温	1 h	在大于 1 600 A/m 的横向磁场中以 50 ~ 100℃/h 的速度冷却到 200℃出炉

1.2.4　铁铝合金

铁铝合金是一类较重要的软磁合金。它具有较高的磁导率，密度较小，电阻率较高，铁损小，硬度高，耐磨性好，有较好的防锈和耐锈性能，对应力不敏感，抗振动和耐冲击性能好，磁时效不严重，价格也比较便宜。但铝含量较高[超过 w(Al)10%]时，合金变脆，塑性降低，加工比较困难。

w(Al)低于 34.4%的铁铝合金在高温下的组织皆为含铝铁素体。在这个成分范围内，随铝含量和温度的变化，合金中发生 FeAl 和 Fe_3Al 的有序转变和磁性转变（见图 5.4-27）。改变成分和进行热处理，可以显著改变铁铝合金的磁性能。图 5.4-28 显示主要磁性能的变化。由图可见，高导磁合金的铝含量（质量分数）应为 16%或 12%（图 5.4-28a）；高磁致伸缩合金的铝含量质量分数为 14%（图 5.4-28c）；高磁感应合金的铝含量（质量分数）约为 6%（图 5.4-28b）。

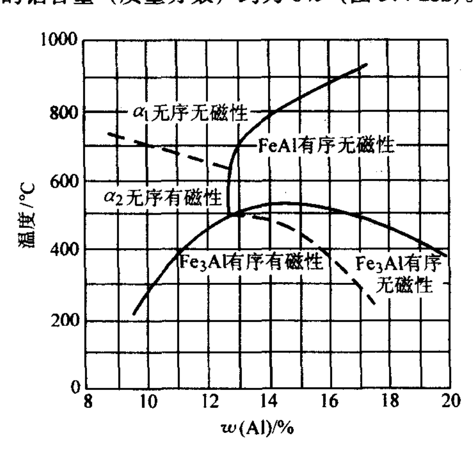


图 5.4-27　铁铝合金相图（左下部分）

按照性能特点和用途，我国生产的铁铝磁性合金主要有四种牌号，其铝含量范围、特点和用途见表 5.4-6；主要性能见表 5.4-7。

铁铝合金的生产工艺流程是：真空冶炼→钢锭剥皮→锻造→热轧→温轧（1J12、1J13、1J16）或冷轧（1J6）→软化处理→成品加工→最终热处理→测试→包装。在这个流程中，热处理有以下几个过程。

（1）软化处理

1J6、1J13 和 1J12 经温轧或热轧制成的带材，因铝含量较高而较硬较脆，进行冲、剪、弯等加工之前，必须先经过软化处理，降低硬度，提高塑性。软化处理的推荐工艺见表 5.4-8。软化退火温度不高，且合金的抗氧化性能较好，加热可以在空气中进行。铁铝合金即使进行了软化处理，其加工还是比铁镍合金更耗费模具。1J6 的加工塑性较好，一般可不进行软化处理。

（2）最终热处理

最终热处理为高温退火，由它保证产品的性能。

1）退火介质　处理在保护气氛中进行。这除了使合金进一步净化外，还可防止铝的渗氧和高温挥发。目前较多采用氢气气氛，效果较好。炉内气氛的露点应在 - 60℃以下。也可采用真空。在空气中处理时，合金的磁性能下降。

2）加热条件　升温速度对磁性影响不大，多随炉升温，时间约 2 h。在再结晶温度（约 750℃）附近放慢升温速度对晶粒长大有利，于磁性也有好处。

高温退火的目的是使轧制后的合金发生再结晶，消除加工硬化；通过扩散实现净化；获得无序的结构状态和粗化晶粒，为使产品最终获得高磁性创造条件。加热温度应远高于图 5.4-27 中 FeAl 的有序无序转变温度。例如，1J16 和 1J13 的退火温度多定在 1 100℃左右，保温时间一般采用 2 h；温度低时采用 3 h。

3）冷却规范　加热后进行炉冷，冷却速度约为 100℃/h。炉冷比控制降温的效果好。冷却规范对合金的性能有重要作用。各种牌号铁铝合金的性能要求相差较大，它们的冷却方法有明显的不同。

1J16 要求高的磁导率和低的矫顽力，希望各向异性常数 K_1 和饱和磁致伸缩系数 λ_s 同时具有较低值。根据图 5.4-27，可由快冷（或淬火）来控制合金的有序度。关键是掌握快冷开始温度。温度过高应力太大，过低则有序度过高，一般以 600 ~ 700℃开始快冷较为适宜。实践表明，在 650℃淬火 μ_i 和 μ_m 都最大。为了保证淬火速度，可采用冰水作冷却介质，生产上也可采用冰盐水、水、油或其他冷却剂。

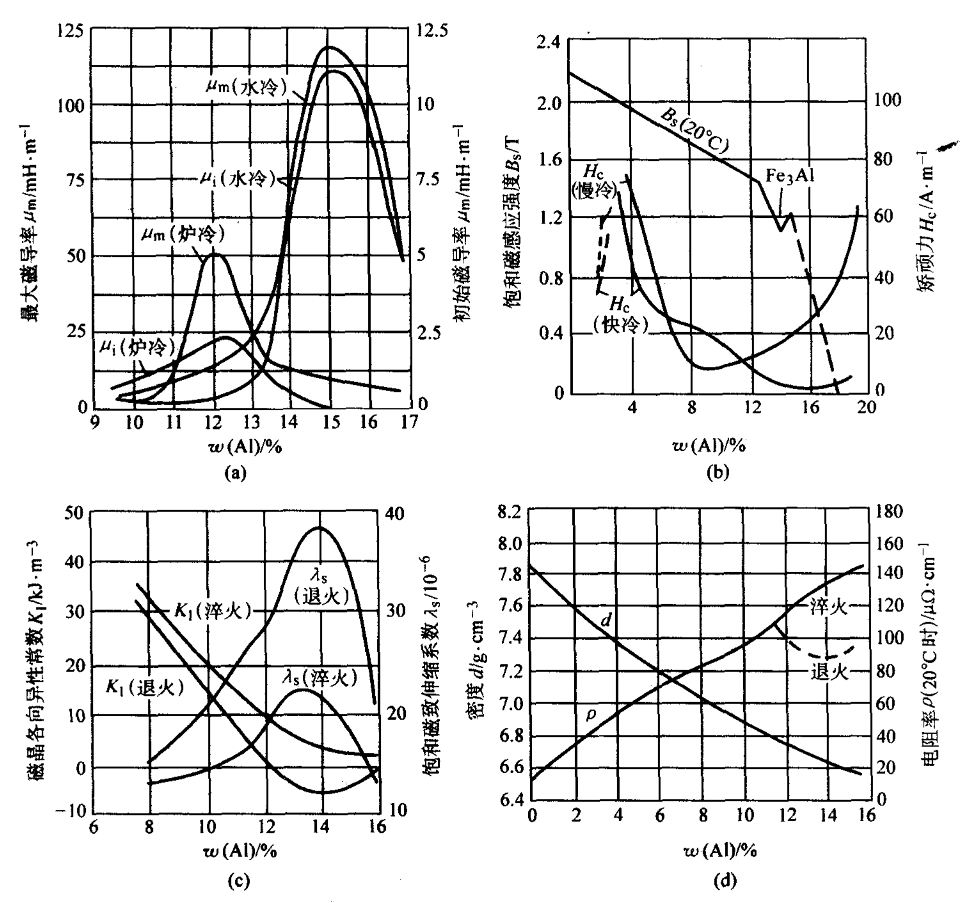


图 5.4-28 铁铝合金主要磁性能以及有关性能随铝含量的变化

表 5.4-6 铁铝合金的牌号、特点和用途

牌号	铝含量范围 w（Al）/%	特点	主要用途
1J6	5.5～6.0	在铁铝合金中有最高的饱和磁感应强度，其磁性能不如硅钢片，但有较好的耐蚀性能	微电动机、电磁阀的铁芯
1J12	11.6～12.4	磁导率和饱和磁感应强度介于1J6与1J16之间，与1J50属于同类型的合金。有高的电阻率和抗应力、耐辐照的能力等	控制微电动机、中等功率的音频变压器、脉冲变压器和继电器等的铁心
1J13	12.8～14.0	与纯镍相比，饱和磁感应强度高，矫顽力低，饱和磁致伸缩系数接近，但抗腐蚀性能不如纯镍	水声和超声器件，如超声清洗、超声探伤、研磨、焊接等器件
1J16	15.5～16.3	在铁铝合金中，它的磁导率最高，矫顽力最低，但饱和磁感应强度不高	在低磁场下工作的小功率变压器磁放大器、互感器、磁屏蔽等

表 5.4-7 铁铝合金的主要磁性能

牌号	厚度/mm	$\mu_{0.4}$/H·m^{-1}	μ_m/H·m^{-1}	H_c/A·m^{-1}
1J6	0.35		$3.75\sim7.5\times10^{-3}$	32～48
1J12	0.2～0.5		$1.88\sim62.5\times10^{-3}$	5.6～12
1J13			$6.25\sim12.5\times10^{-3}$	48～57.6
1J16	0.35	$5\sim10\times10^{-3}$	$62.5\sim125\times10^{-3}$	1.6～2.4

牌号	B/T	B_r/T	ρ/μΩ·cm	d/g·cm^{-3}	T_c/℃
1J6	$B_{25}=1.35\sim1.50$		70（退火后）	7.2	730
1J12	$B_{32}=1.10\sim1.30$	$B_{r32}=0.25\sim0.50$	100（退火后）	6.7	655
1J13	$B_{24}=1.005\sim1.10$		90（退火后） 125～130（淬火后）	6.6	510
1J16	$B_{24}=0.65\sim0.75$	$B_{r24}=0.27\sim0.35$	140～160（淬火后）	6.5	400

注：$\mu_{0.4}$表示磁场强度为0.4 A/m时的磁导率值；B_{24}、B_{25}、B_{32}、和 B_{r24}、B_{r32}分别表示磁场强度为24、25、32 A/m时的磁感应强度和剩磁感应强度值。

表 5.4-8 铁铝合金带软化处理工艺

牌号	使用炉子	处理介质	升温	软化温度/℃	保温时间/h	冷却
1J12 1J13 1J16	一般 马弗炉	空气	随炉	550～750	1～3	空冷 油冷 水冷

1J13 要求高的饱和磁致伸缩系数 λ_s。所以合金冷却时，在 730℃附近必须缓慢进行，使 α 相有序化；而在 520℃左右更缓慢进行，以使其转变为 Fe_3Al 有序结构。实验表明，这个合金在氢气中以小于 250℃/h 的速度冷却通过 520℃时，可以获得最大的磁致伸缩系数。

1J12 要求兼有较高的磁导率和磁感应强度。根据图 5.4-27，冷却时合金在约 470℃发生磁性 α 无序固溶体向磁性 Fe_3Al 有序固溶体的转变。如果从 470℃以上缓慢冷却，当有序化较充分时，各向异性常数 K_1 趋于零值（见图 5.4-28c），有利于获得高磁导率（见图 5.4-28a）。如果较快冷却（淬火），则 K_1 值较大，磁导率降低。饱和磁致伸缩系数 λ_s 的情况与磁导率相反（见图 5.4-28c）。可见 K_1 与 λ_s 不能同时都趋于零。为了获得最佳磁性能，确定最佳冷却制度，特别是 Fe_3Al 有序化温度以下的冷却速度或冷却温度，具有重要意义。目前主要依靠试验来确定。

1J6 要求具有高的饱和磁感应强度。合金在热处理过程中不发生有序化转变。一般采用比较简单的缓慢冷却方法。出炉温度较低，以降低矫顽力和提高磁导率。为了提高磁性，退火后进行一次磁场热处理。其工艺为：在氢气中重新加热至 700～750℃，外加 1 200～1 600 A/m 的磁场，保温 2～4 h，然后以 50℃/h 的速度冷却到 250℃出炉。

四种铁铝合金推荐的热处理工艺见表 5.4-9。

表 5.4-9 铁铝合金的热处理工艺

牌号	退火气氛	加热温度/℃	保温时间/h	冷 却 速 度
1J6	氢气或真空	950～1 050 随炉升温	2～3	以 100～150℃/h 的速度冷却到 250℃出炉
1J12	氢气或真空	1 050～1 200 随炉升温	2～3	以 100～150℃/h 的速度冷却到 500℃，快炉冷（吹风）至 200℃以下出炉
1J13	空气或氢气	900～950 随炉升温	3	以 100℃/h 的速度冷至 650°，再以不大于 60C°/h 的速度冷却到 200℃以下出炉
1J16	氢气或真空	950～1 150 随炉升温	2	炉冷（时间 40～70 min）或 100～150C°/h 的速度冷至 600～700℃，在冰水、水、油或其他介质中淬火

（3）时效处理

1J16 的温度稳定性不够理想。为了改善其温度稳定性，方法之一是进行人工时效处理。工艺为 50～150℃保温 10～20 h。

1.2.5 非晶态合金

20 世纪 50 年代出现非晶态合金（又称金属玻璃）。之后不久一直到现在，非晶态合金都是研究和开发的一个热点。由铁族金属（Fe、Co、Ni 等）和类金属（B、Si、P 等）用液态急冷（冷速达 10^6 ℃/s 以上）法等制备的非晶态合金，由于无晶界和磁晶各向异性，不存在磁畴壁移动的障碍，容易磁化；同时因为电阻率高，涡流损耗也小，所以表现出优良的软磁特性，以及良好的耐蚀、耐磨性能。目前已取得实用的金属玻璃有两类：①高磁感应强度的非晶态软磁材料，主要是 Fe－B 系或 Fe－B－Si 系合金，为了提高磁导率和磁感应强度，并降低矫顽力，加入一定量的 Co。这类合金多用于电力变压器和电机，以及电源变压器、开关电源、脉冲变压器和电抗器等。②高磁导率的非晶态软磁材料，基本上是 Co－Fe－B 系和 Ni－Fe－B 系合金，主要用于无线电和仪器仪表工业中的信息敏感器件和小功率器件，如磁屏蔽、磁头、高频开关电源、磁弹传感器、漏电保护开关、磁调节器、小功率脉冲变压器和小功率瓦特表等。以上两类非晶态软磁合金的基本电磁性能见表 5.4-10。

表 5.4-10 非晶态软磁合金的基本电磁性能

合金类型	合 金	B_s/T	H_c /A·m^{-1}	μ_m /mH·m^{-1}	ρ /μΩ·cm	居里温度 T_c/℃	晶化温度 T_{Cr}/℃
高磁饱和型	$Fe_{80}B_{20}$（美 Metglas2605）	1.60	3.2	402	140	374	390
	$Fe_{82}B_{10}Si_8$（美 Metglas2605S）	1.74	4.8	150	130	400	470
	$Fe_{81}B_{13.5}Si_{3.5}C_2$（美 Metglas2605SC）	1.61	4.8	150	125	370	480
	$Fe_{72}Co_8B_{15}Si_5$	1.60	0.6	276.5	130	470	490
	$Fe_{67}Co_{18}B_{14}Si_1$（美 Metglas2605Co）	1.75	4.0	251	130	415	430
高磁导率型	$Fe_{40}Ni_{38}Mo_4B_{18}$（美 Metglas2826MB）	0.88	0.56	937.5	160	353	414
	$Fe_{3.7}Co_{67.3}Cr_4Si_{16}B_9$（日）	0.50	＜1.6	(100)①	180	180	230
	$Fe_{40}Ni_{40}B_{20}$（德）	0.8～1.2	0.2～0.6	625	120～150	—	400～450
	$Fe_6Co_{50}Ni_{20}Si_{12}B_{12}$（德）	0.6	0.2～0.6	500	130	—	500～550

① 在 1～3 kHz 范围内测定的。

1.3 永磁合金的热处理

永磁合金又称硬磁合金，主要用于制造电动机、仪器、仪表中的永久磁铁。对它的基本要求是矫顽力 H_c 大，剩磁感应强度 B_r 高，最大磁能积 $(BH)_m$ 大（因而磁滞回线宽，去磁曲线凸起系数大），性能的稳定性高。此外，还希望加工性良好。

永磁性能中最主要的是矫顽力。磁晶各向异性常数 K 和磁致伸缩系数 λ 大时，合金磁矩转动退磁的阻力大，矫顽力高。形成固溶体时矫顽力提高不多；而形成固溶体加第二相时可使矫顽力大大提高。第二相弥散度越大，矫顽力提高越多。加工硬化或相变引起的内应力、晶粒细化和导致合金组织偏离平衡状态的过程，都能阻碍畴壁的移动，显著地提高矫顽力。合金化和热处理淬火，是改善硬磁合金性能的主要方法。

常用硬磁合金主要有高碳钢、铁镍铝和铝镍钴合金、铁钴钒和铁铬钴合金、铂钴合金、稀土钴和稀土铁合金等。

1.3.1 高碳钢

（1）高碳碳钢

高碳碳钢是最早的永磁合金。它淬火后可形成马氏体、弥散剩余碳化物和残留奥氏体组织。碳含量越高，淬火后内应力越大，剩余弥散碳化物越多，非磁性的残留奥氏体越多，则矫顽力越大，但使剩磁感应强度降低，如图 5.4-29 所示。碳钢同时具有较高矫顽力和剩磁感应强度的碳含量 w(C) 在 0.8% 左右。马氏体磁钢的碳含量 w(C) 一般为 1.0% ~ 1.5%。为了在保持剩磁感应强度不降低的条件下提高矫顽力，常采用三重热处理：在 Ac_{cm} 以上 20 ~ 30℃加热淬火；在 500℃左右高温回火；在 Ac_1 以上 30 ~ 50℃进行最终淬火。由于性能稳定性差和脆性较大，高碳淬火磁钢现已较少应用。

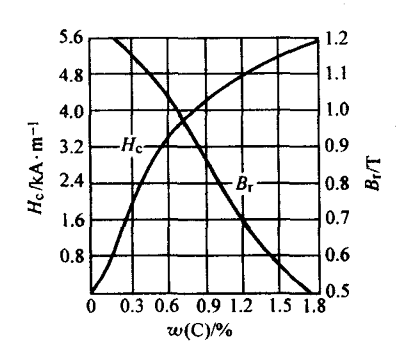


图 5.4-29 碳钢的磁性能与碳含量的关系

（2）高碳合金钢

钨使弥散碳化物增多，溶于马氏体中可引起晶格畸变。降低钨钢中碳的含量，可使矫顽力、剩磁感应强度和最大磁能积都增大。但钨含量过高时饱和磁感应强度降低。钨钢一般含 w(W)6%，w(C)0.7%。

铬钢的情况与钨钢基本相同。铬和碳对磁性能的影响如图 5.4-30 所示。铬提高钢的淬透性。常用铬钢的碳含量 w(C) 为 1%左右，铬含量 w(Cr)有 3.5%和 6%两种。

钴钢的剩磁感应强度、矫顽力和磁致伸缩系数随钴含量的增大而提高。钴不形成碳化物，为了用弥散碳化物更多地提高矫顽力和最大磁能积，钴钢中常加入 w(W)3% ~ 8%和 w(Cr)3% ~ 5%。

钨钢、铬钢、钴钢的退磁曲线如图 5.4-31 所示。它们的热处理与高碳磁钢相似，也采用三重热处理。由于它们的淬透性较好，第一重热处理在加热之后，可以采用较慢的冷却速度（空冷）。为了减轻碳化物分布不均匀的状况，加热温

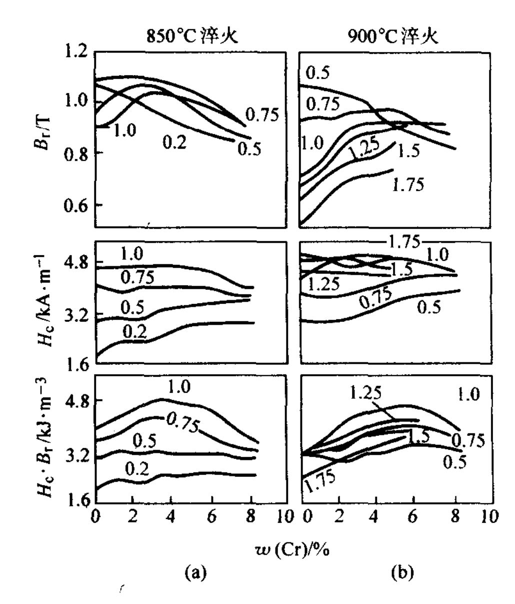


图 5.4-30 铬钢在 850℃（a）和 900℃（b）淬火时铬含量和碳含量［图中数字表示 w(C)%］对磁性能的影响

度应该较高（但钨钢较易过烧）。第一重热处理中最重要的是获得均匀的奥氏体组织。第二重热处理是进行高温回火，温度在 700℃左右，保温时间不能过长，以免碳化物长大。第二重热处理的目的是使马氏体-奥氏体分解为均匀的回火托氏体。第三重热处理是最终淬火。为了防止加热时碳化物凝聚和淬火后残留奥氏体量过多，淬火温度不宜过高（钴钢的温度可以高些），保温时间不宜太长，同时要控制炉气，避免发生表面脱碳。冷却在油中进行，以减轻畸变和开裂。为了增大磁性能的稳定性，淬火后常进行 100 ~ 120℃时效处理。

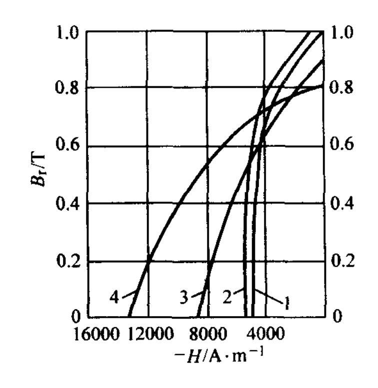


图 5.4-31 钨钢、铬钢、钴钢的退磁曲线

1—铬钢；2—钨钢；3—铬钴钢；4—铬钴钼钢

钨钢、铬钢、钴钢的成分、热处理和性能见表 5.4-11。

1.3.2 铁镍铝合金和铝镍钴合金

铁镍铝基合金曾经是风行一时的铸造永磁合金。它的矫顽力和最大磁能积高，性能稳定，温度系数小，广泛应用于电器仪表和通信器械，曾经是永磁合金中最重要的一族。20 多年来，由于铁氧体、稀土钴和可变形永磁合金等材料的开发，加之它本身脆性较大而且难以加工，用量日趋下降。

以铁镍铝为基础的永磁合金品种较多，最重要的是不含钴的 FeNiAl 系合金（AlNi 型合金）和含钴的 FeAlNiCo 系合金（或 AlNiCo 型合金）两大类。我国生产的铁镍铝铸造永磁合金的牌号、成分和性能见表 5.4-12。

（1）铁镍铝合金

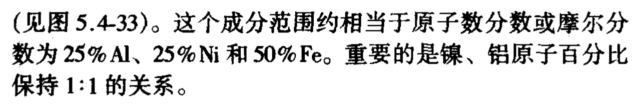
表 5.4-11 常用铬钢、钨钢、钴钢的成分、热处理和磁性能

序号	主要成分（质量分数）/%				热处理				主要性能		
	C	Cr	W、Mo	Co	正火	高温回火	淬火	时效	H_c /A·m^{-1}	B_r/T	$(BH)_m$ /kJ·m^{-3}
1	0.9～1.1	2.8～3.6	—	—	加热 1 000～1 050℃，10～15 min，空冷	—	加热 800～840℃，10～20 min，油冷或随后水冷和油冷	室温下空冷 24 h，然后在 100～120℃回火 4～5 h	4 800	0.95	2.40
2	0.68～0.78	0.3～0.5	5.2～6.2 W	—	加热1 000℃，保温 5～10 min 空冷	—	加热 800～840℃，保温 15 min，水冷或空冷	室温下空冷 24 h，然后在 100～120℃回火 4～5 h	4 800	1.00	2.64
3	0.9～1.05	5.5～6.5	—	5.5～6.5	加热1 200℃，保温 15 min 空冷	加热 700℃，保温 1 h 空冷	加热 930～980℃，保温 15 min，油冷	100～120℃回火 4～5 h	7 200	0.85	3.20
4	0.9～1.05	8～10	1～1.7Mo	13.5～16.5	加热1 200℃，保温 5～10 min 空冷	加热 700℃，保温 1 h 空冷	加热 1 000℃，保温 10 min，油冷或空冷	100～120℃回火 4～5 h	12 000	0.80	4.16

表 5.4-12 我国铁镍铝铸造永磁合金的牌号、成分和性能

牌号	各向同性或各向异性	成分（质量分数）/%							永磁特性			备注
		Al	Ni	Co	Cu	Ti	Si	Fe	H_c /kA·m^{-1}	B_r/T	$(BH)_m$ /kJ·m^{-3}	
LN8	同性	13.5	34				1	余量	57	0.45	8	各向同性 FeNiAl 合金
LN10	同性	13	25.5		3			余量	36	0.60	10	各向同性 FeNiAl 合金
LNG13	同性	10	21	12	6			余量	48	0.75	13	—
LNG13	同性	9.5	20	15	3.5			余量	48	0.70	13.1	—
LNG20	异性	10	19	18	3			余量	52	0.90	20	—
LNG34	异性	8	14	24	3			余量	47	1.20	34	相当于等轴晶 AlNiCo5
LNG52	异性	8	14	24	3			余量	56	1.30	52	相当于柱状晶 AlNiCo5
LNG32	异性	7	15	34	3	5		余量	100	0.80	32	相当于等轴晶 AlNiCo8
LNGT56	异性	7	15	34	4	5		余量	104	0.95	56	相当于柱状晶 AlNiCo8
LNGT72	异性	7	15	34	4	5		余量	107	1.05	72	相当于柱状晶 AlNiCo8

1）铁镍铝合金的成分 铁镍铝合金的矫顽力与铝含量和镍含量的关系如图 5.4-32 所示。矫顽力和磁能积以含 w(Ni)26%～30% 和 w(Al)11%～15% 的合金为最好。在这样的成分范围内，镍、铝含量增大时 H_c 值提高，但 B_r 降低


（见图 5.4-33）。这个成分范围约相当于原子数分数或摩尔分数为 25% Al、25% Ni 和 50% Fe。重要的是镍、铝原子百分比保持 1∶1 的关系。

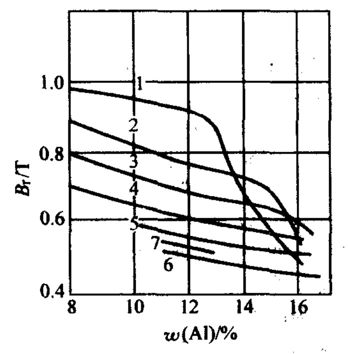


图 5.4-32 FeNiAl 合金的矫顽力 H_c 与铝、镍含量的关系
w（Ni）含量：1—15%；2—20%；3—22.5%；4—25%；5—27.5%；6—30%；7—32%

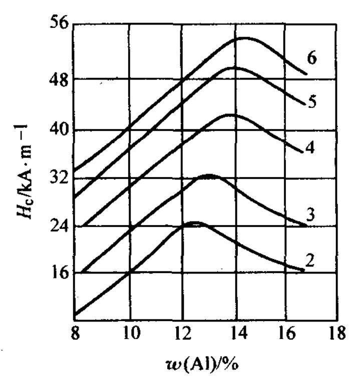


图 5.4-33 FeNiAl 合金的剩磁感应强度 B_r 与铝、镍含量的关系
w（Ni）含量：2—20%；3—22.5%；4—25%；5—27.5%；6—30%

2）铁镍铝合金的组织　图5.4-34为典型铁镍铝合金相图的垂直截面。著名的MK合金（w(Ni)24%～28%，w(Al)12%～14%，其余为Fe）在1 300～900℃范围内是单相α固溶体，具有体心立方结构。冷却到900℃以下时，α相发生调幅分解，生成α_1和α_2两相。全部过程表现为：在整个α固溶体区域内，同时交替发生铁原子的富集和镍、铝原子的富集。富铁区周围是富镍、铝区，而富镍、铝区的周围为富铁区，并由此连续发展成富铁的α_1相和富镍、铝的α_2相的相互交替状态。α_1相为铁基固溶体，具有体心立方结构，原子排列无序，是强磁性相；α_2相为以NiAl相为基的有序相，也具有体心立方结构，是弱磁性相。α_1和α_2两相的晶格常数十分接近，相差不大于1%。α_1与α_2以（100）晶面共格相连，无明显的分界面。调幅分解的α_1相常在α_2相基体中呈隔离的片条状分布，形成特殊的所谓调幅结构。

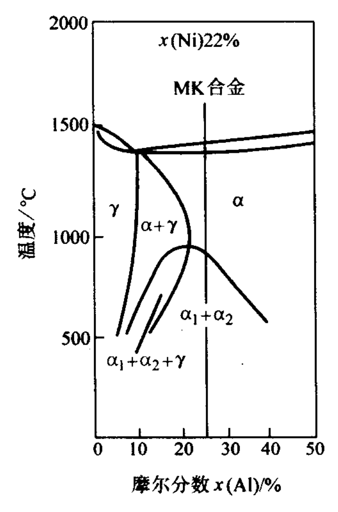


图5.4-34　FeNiAl合金相图的一个垂直截面图
x(Ni)＝22%

调幅结构的高矫顽力主要来自α_1的形状各向异性。因此，α_1相必须为细长的单畴片条，α_1相片条应相互平行，α_1相与基体α_2相的成分相差要大。调幅结构的磁能积（BH)$_m$则取决于α_1相有序分布的程度。

3）铁镍铝合金的热处理　为了获得完善的调整幅结构，根据具有调幅分解的合金的相图（见图5.4-35），必须使合金冷却时在调幅分解线以下发生分解，而不能在溶解度线和调幅分解线之间发生分解。随着成分的不同，铁镍铝合金存在原则上不同的两种热处理方法。

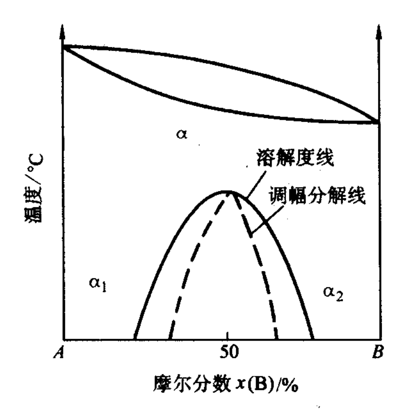


图5.4-35　具有调幅分解的二元合金相图（示意图）

①连续冷却处理。由图5.4-35可见，含Fe约50%（摩尔分数）的合金，在成分上处于调幅分解区的中心，只需要简单的连续冷却，即可发生调幅分解。由图5.4-36可以看出，合金从约1 100℃的α单相区以适当的冷速冷却时，在调幅分解温度以下分解为$\alpha_1+\alpha_2$。分解初期温度较高（约800℃），α_1相总量少于α_2相。随着温度的下降，铁原子向α_1相富集，使α_1相的铁磁性增强，总量增多；镍、铝原子则向α_2相富集，结果α_1和α_2相的成分及磁性相差越来越大，最后形成单畴α_1相片条散布于弱铁磁性的α_2相基体中的结构，使合金具有较高的H_c值。

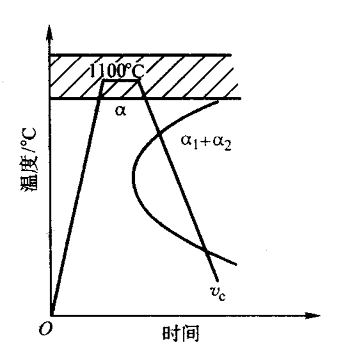


图5.4-36　FeNiAl永磁合金连续冷却处理示意图

冷却速度必须控制恰当，过快时两相分解达不到适当的程度，H_c值不高；太慢时α_1相易长大粗化，超过单畴尺寸，使H_c值降低。图5.4-37表明，对于含w(Ni)27%和w(Al)15%的铁镍铝合金，当冷速约10℃/s时，H_c值最高，达到40kA/m以上。一般称使合金获得最佳永磁性能的冷却速度为临界冷却速度V_c。

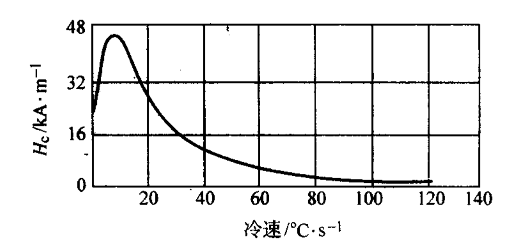


图5.4-37　FeNiAl合金［w（Ni）27%、w（Al）15%］的H_c值与冷速的关系

合金的临界冷却速度主要与其成分有关。镍含量增加时，临界冷却速度增大；铝含量增加时，临界冷却速度减小，如图5.4-38所示。铜可代换部分镍，使H_c和B_r提高而V_c降低，并降低V_c对成分波动的敏感性，有利于提高性能的一致性。FeNiAl合金中一般都加入w(Cu)3%～4%。硅也降低V_c和对成分的敏感性，常在大铸件中少量加入。锰、碳扩大奥氏体范围，有利于高温下γ相的出现，使磁性能恶化。一般要求w(C)＜0.03%，w(Mn)＜35%，w(P)＜0.025%。钛、锆、铌能与碳化合，减弱其有害作用。合金的理想成分是使它的临界冷却速度接近于在空气中的自然冷却速度（约10℃/s），以便合金铸件在空气中冷却即可获得较高的永磁性能，而不需要进行热处理。

采用临界冷却速度冷却，主要是为了获得最大的矫顽力和磁能积。为了提高剩磁感应强度，合金冷却到室温后，有时要在500～600℃回火若干小时。

②淬火和回火。由图5.4-35可知，铁含量与50%（摩尔分数）偏离较大的合金，不能采用连续冷却处理，而要采用淬火加回火处理，例如，含Fe大约35%（摩尔分数）的合

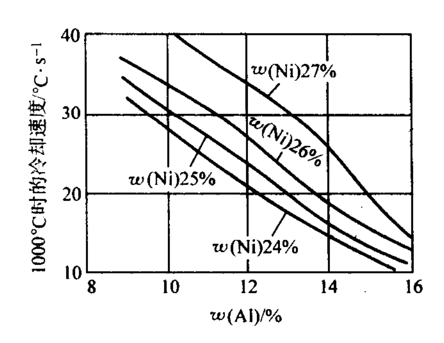


图 5.4-38 镍、铝含量对 FeNiAl 合金最佳冷却速度的影响

金，淬火可使 α 相不发生分解，而后在调幅分解线以下回火获得调幅结构。但是必须合理选定回火温度和回火时间，控制 α_1 相单畴尺寸，使合金成为形状各向异性的单畴的集合体，而具有较高的矫顽力。

(2) 铝镍钴合金

1) 铝镍钴合金的成分 为了进一步提高铁镍铝合金的磁性能，加入钴而产生了铝镍钴合金。

钴的作用是：①提高合金的 H_c、B_r 值。调幅分解的富钴 α_1 相，比无钴 α_1 相具有更高的饱和磁化强度；钴还能显著地提高磁能积 $(BH)_m$。钴含量越高，合金的永磁性能越好。②提高合金的居里温度 T_c，同时降低调幅分解温度 T_α，这都有利于采用磁场处理，发挥磁场处理的效果，使合金沿原外磁场方向获得较高的 H_c、B_r 和隆起度 γ_w。③降低 α 相的分解速度，使临界冷却速度降低，增大合金的磁淬透性，有利于铸造大型磁铁。

铁镍铝合金中加入钴后，一般要适当降低镍和铝的含量 [w(Ni) <21%、w(Al) <11%]，并应配入适量的铜，才能使 B_r、H_c 和 $(BH)_m$ 值同时提高。铝镍钴合金的牌号有许多种（见表 5.4-12），最主要的是 AlNiCo5 和 AlNiCo8 两种。合金的性能与其晶粒形态有关，图 5.4-39 示晶粒形态对退磁曲线的影响。合金的晶粒形态可由铸造时的凝固过程来控制。利用定向结晶技术控制凝固过程，可以得到沿〈100〉相互平行的粗大柱状晶结构的合金，其沿柱晶轴向的永磁性能很好。

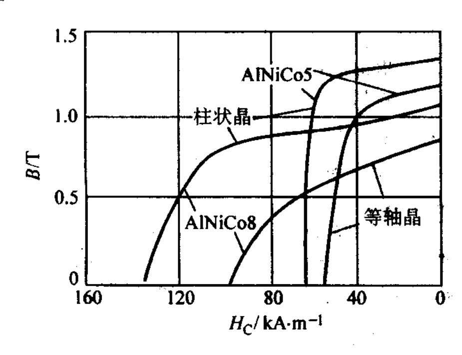


图 5.4-39 晶体形态对 AlNiCo5 和 AlNiCo8 合金退磁曲线的影响

2) 铝镍钴合金的组织 图 5.4-40 是 AlNiCo5 合金相图的截面图，可见在 1 200℃以上是单相 α 固溶体；在 900℃以下发生 $\alpha \longrightarrow \alpha_1 + \alpha_2$ 调幅分解。α_1 为体心立方结构，富含 Fe、Co，饱和磁化强度高；α_2 同样为体心立方结构，富含 Ni、Al。在12 00 ~ 850℃范围内，冷却时 α 相中可能析出 γ 相。在 600℃以下长期加热，还可能析出 γ′相。γ 和 γ′相皆为面心立方结构，属有害相（见图 5.4-41）。为了保证合金的永磁性能，必须抑制 γ 和 γ′相的析出。AlNiCo5 的 γ 相在 1 050℃ 左右析出量强烈，而 AlNiCo8 的 γ 相在 1 100℃左右析出最强烈。

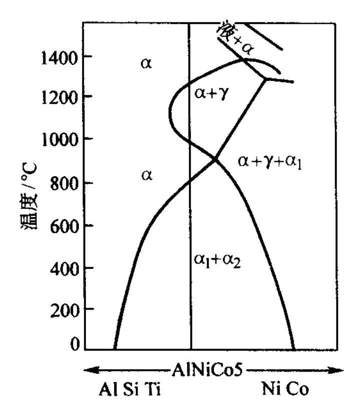


图 5.4-40 AlNiCo5 合金相图的截面图

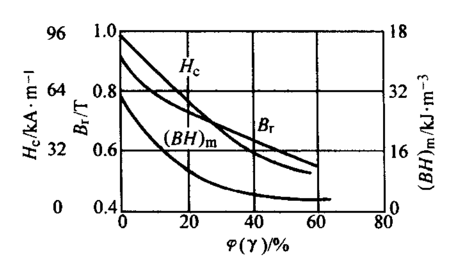


图 5.4-41 γ 相的含量对 AlNiCo8 合金磁性能的影响

AlNiCo8 的情况与 AlNiCo5 相近，它们的组织转变及组成相见表 5.4-13。和 FeNiAl 合金一样，AlNiCo 合金较理想的结构也是具有显著形状各向异性并充分弥散有序分布的 $\alpha_1 + \alpha_2$ 调幅结构。

表 5.4-13 AlNiCo5 和 AlNiCo8 合金中的相

合金	温度	存在的相	相 结 构
AlNiCo5	1 200℃以上	α	α：体心立方 α = 0.287 nm（有超结构）
	1 200 ~ 850℃	α + γ	γ：面心立方
	850℃以下	$\alpha_1 + \alpha_2$	α_1：体心立方 α_2：体心立方
	600℃以下	$\alpha_1 + \alpha_2 + \gamma'$	γ′：面心立方，a = 0.356 nm
AlNiCo8	1 250℃以上	α	α：体心立方，a = 0.286 nm（有超结构）
	1 250 ~ 845℃	α + γ	γ：面心立方，a = 0.365 nm
	845 ~ 800℃	$\alpha_1 + \alpha_2 + \gamma$	α_1：体心立方 a = 0.290 nm
	800℃以下	$\alpha_1 + \alpha_2 + \gamma'$	γ′：面心立方，a = 0.359 nm

3) 铝镍钴合金的热处理 铝镍钴合金热处理的要点是，防止在高温发生 $\alpha \longrightarrow \alpha + \gamma$ 转变；使 $\alpha \longrightarrow \alpha_1 + \alpha_2$ 充分完成；增大 α_1 相的形状各向异性及择优取向，以获得最佳的永磁性能。AlNiCo5 和 AlNiCo8 的典型热处理过程如图 5.4-42 所示，主要包括固溶处理（或淬火）、磁场处理和回火三种工序。

① 固溶处理。合金的成分特别是 Al 的分布应该十分均匀（生产中的许多质量事故往往与 Al 的不充分合金化有关）。固溶处理的目的是加热获得单相 α 固溶体，使铸态的 γ 相完全溶解，并使成分均匀化。加热温度应高于 $\alpha \longrightarrow \alpha + \gamma$ 转变温度，但不能高于 α 单相区的上限。图 5.4-43 表明了 AlNiCo5 的磁性能与加热温度的关系，其中有两个最佳温度

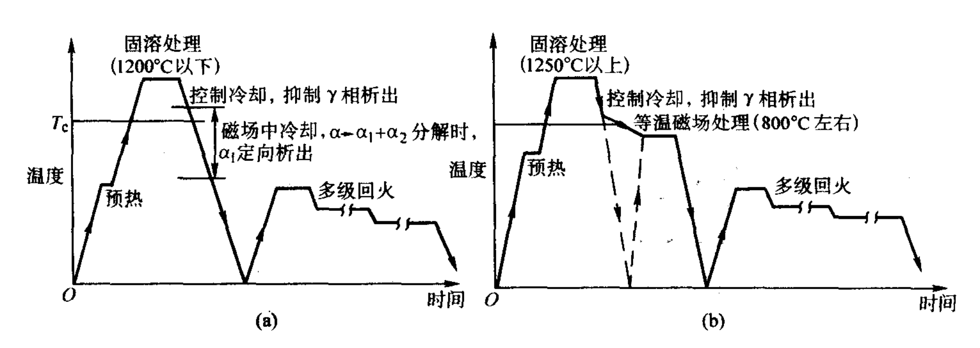


图 5.4-42 AlNiCo5（a）和 AlNiCo8（b）的典型热处理工艺过程示意图

范围，一般选用高温范围（1 200℃以上），AlNiCo8 则选在 1 250℃ 以上，加热到固溶温度后，根据产品尺寸适当保温，使产品内外都达到固溶温度。

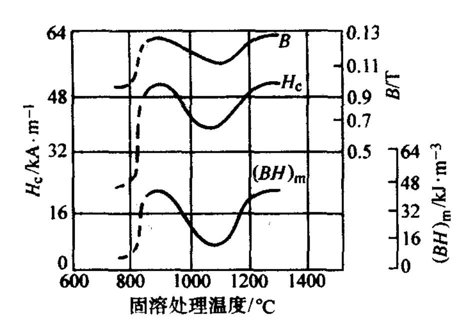


图 5.4-43 AlNiCo5 经不同温度固溶处理（磁场处理）后的磁性能

有些合金的 α 相稳定性高的温度范围相当狭窄（925～850℃之间），如果处理前的原始组织中没有残余 γ 相，也可以采用中温处理，这时加热时间不必过长。硅能抑制 γ 相的析出，改善合金的淬透性，含 $w(Si)0.2\%\sim0.4\%$ 的大型磁铁，适宜采用中温处理。

合金加热获得完全的 α 相后，为抑制 γ 相析出，应以不造成过大内应力的临界冷却速度冷却到室温（如图 5.4-42，b 中虚线所示），或者冷却到约 900℃，接着进行磁场处理。

② 磁场处理。钴含量 $w(Co)$ 大于 15% 的各向异性 AlNiCo 合金，一般都采用磁场处理工艺来提高永磁性能。具体方法是：将被冷却到居里点以上 50～100℃（即 900℃左右）的合金置于磁场中，以一定的速度继续冷却，或者在热磁处理炉中保温一定时间，依靠磁场的作用，使调幅分解形成的 α_1 相沿接近外磁场的易磁化方向排列，形成磁织构，以获得高的矫顽力。

在磁场中的冷却速度不宜过快，以便 $\alpha\longrightarrow\alpha_1+\alpha_2$ 充分完成；但冷却速度也不能太慢，以保证 α_1 相的高度弥散分布。图 5.4-44 表明冷却速度对各向异性的 AlNiCo5 磁性能的影响，可以看出冷却速度为 0.8～1℃/s 时磁性能较好。具体合金在磁场中的临界冷却速度皆由试验来确定。

钛含量 $w(Ti)$ 大于 3% 的铝镍钴合金（例如 AlNiCo8），$\alpha\longrightarrow\alpha_1+\alpha_2$ 分解较慢，必须进行等温磁场处理。等温处理温度与时间的确定，以分解充分完成、产物获得最佳形态为原则。AlNiCo8 的等温磁场处理温度为 800℃ 左右，约比 $\alpha\longrightarrow\alpha_1+\alpha_2$ 的分解温度低 50℃。保温时间一般为 10～20 min，时间不得过长，以免析出相长大，磁性能降低。

对于在磁场中控制冷却的无钛少钛合金（例如 AlNiCo5），磁场强度应不小于 120～160 kA/m。磁场有效作用的温度范围一般都很窄，常常为 20℃左右。为了保证铁磁性相 α_1 析出时立即受到磁场的作用，以发挥磁场处理的效

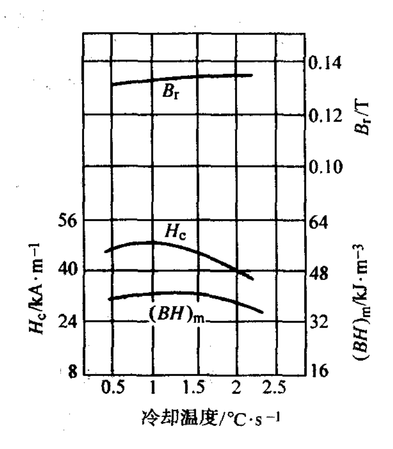


图 5.4-44 各向异性 AlNiCo5 合金在磁场中的冷却速度对磁性能的影响（经 600℃回火）

果，多在较宽的范围（一般为 850～750℃，有时为 900～650℃）内施加磁场。对于含钛 $w(Ti)$ 超过 3% 的合金（例如 AlNiCo8），等温磁场处理的磁场强度应大于 200 kA/m，磁场在开始保温时施加。

③ 回火　低钴 [$w(Co)<12\%$] 合金和无钴合金一样，在固溶加热和以临界冷却速度连续冷却之后，为了提高剩磁感应强度，进行一次回火，回火温度为 500～600℃。

钴含量 w（Co）超过 15% 的合金，进行固溶加热及随后的磁场处理时，由于钴含量较高，调幅分解不可能一次到底，为了进一步提高矫顽力和磁能积，必须进行回火。

回火的目的是使调幅分解继续发生，进一步调整 α_1 和 α_2 中的合金元素含量，使 α_1 中的铁、钴含量增高，铁磁性增强，并使 α_2 中的镍、铝含量增多，铁磁性减弱，结果使矫顽力显著增大。

为了获得更好的效果，AlNiCo5 采用二级回火，而 AlNiCo8 甚至要求采用多级回火。第一级回火的温度为 600～650℃，保温时间为 2～10 h。第二级回火温度比第一级低 30～50℃，保温 15～20 h。回火温度越低，最佳保温时间越长。保温时间过长要发生过回火。如果过回火是可逆的，进行一次温度略低的第二次回火可以使性能恢复，若过回火是不可逆的，则必须重新固溶处理和磁场处理，然后再进行正确的回火。

为了提高铝镍钴合金的机械加工性能，可以进行退火。具体工艺是：加热到 1 000～1 150℃，保温 3～6 h，空冷。因有 γ 相析出，合金退火后的硬度降低，但塑性和韧性提高（不发生 $\alpha\rightarrow\gamma+\alpha$ 转变的、无 Co 的 FeNiAl 合金，或此种转变被抑制的、含 Ti 和 Si 的 AlNiCo 合金不进行退火处理）。

FeNiAl 和 AlNiCo 合金的典型热处理工艺制度见表 5.4-14。

表 5.4-14　铸造铁镍铝和铝镍钴永磁合金的典型热处理工艺制度

合金类型	固溶处理温度/℃	冷却速度/℃·min⁻¹		磁场处理	回火级数与制度
		v_{01} 在（800℃左右）	v_{02} 在（800～500℃范围内）		
FeNiAl（AlNi 型）	1 100～1 200	空气或沸水	空气或沸水	—	—
AlNiCo	1 200～1 250	>100～150	<15～20	—	—
AlNiCo（各向异性）	1 250～1 300	>150～200	<15～20	在 830～750℃范围内加磁场	600℃，2 h①
AlNiCoCu（各向异性）AlNiCoCu（定向结晶）	1 250～1 300	>200～300	<10～15	在 830～750℃范围内加磁场	二级回火：（Ⅰ）630～660℃，2 h（Ⅱ）530～560℃，6～10 h
AlNiCoCuTi（各向异性）AlNiCoCuTi（定向结晶）	1 200～1 230	>200～300	—	800～820℃保温 15～20 min，加磁场	多级回火：（Ⅰ）680℃，2 h（Ⅱ）660℃，2 h（Ⅲ）640℃，2 h（Ⅳ）560℃，10～12 h（Ⅴ）530℃，6 h

① 钴含量 w（Co）低于 12%～15%时无需回火。

1.3.3　铁钴钒合金和铁铬钴合金

铁钴钒和铁铬钴合金是两种用量较大的变形永磁合金。

（1）铁钴钒合金

铁钴钒合金为相变型变形永磁合金，是重要的磁滞合金。一般含w(Co)51%～53%，w(V)13%以下。加钴的目的是保证最高的矫顽力和剩磁感应强度；加钒的目的是抑制 α 相的有序化，改善加工性能。可用铬代替一部分钒。合金在淬火状态下塑性很好，可加工成薄带或丝材。它的磁性能主要依靠淬火后的冷变形和回火来控制。

合金的热处理和冷塑性加工工艺一般为：900～1 100℃淬火→变形量 90%以上的冷塑性加工→560～660℃回火。表 5.4-15 中给出了各向异性铁钴钒磁滞合金的回火制度。图 5.4-45 和图 5.4-46 所示是冷变形量和回火温度对磁性能的影响。变形对硬磁性能有利；在 600℃左右回火可获得最佳磁性能。

铁钴钒合金具有 $\alpha \rightleftharpoons \gamma$ 转变，淬火组织为 α′。经大量冷变形后，可能残余的 γ 相可完全转变为 α′相，它呈长条状分布并形成织构。回火时发生 $\alpha' \longrightarrow \alpha + \gamma$ 转变，非磁性的面心立方 γ 相呈薄片状，在磁性的体心立方 α 相边界析出，将原 α′相分割为大量细小的 α 相磁块，其大小皆小于单畴临界尺寸，并处于被隔离的磁绝缘状态。由于保留和产生了晶体与形状的各向异性，合金的 H_c 大大提高。此时纵向和横向磁性能相差很大（见图 5.4-45），纵向性能比横向好很多。

铁钴钒合金的饱和磁致伸缩系数 λ_s 较大〔$(40～80)\times10^{-6}$〕，回火过程中施加应力（应力回火），可以获得类似于磁场处理的效果。

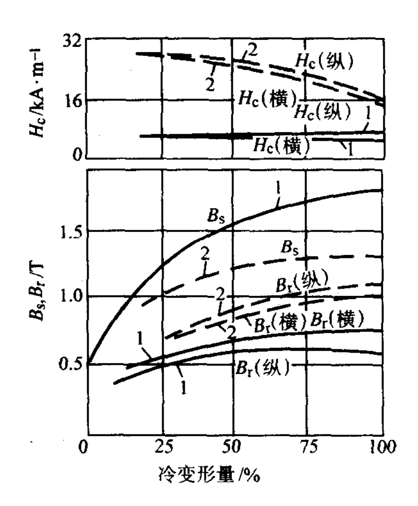


图 5.4-45　铁钴钒［含 w（Cr）2%～3%］合金的冷变形量对磁性能的影响

1—冷变形；2—冷变形后 600℃回火

（2）铁铬钴合金

铁铬钴合金是 20 世纪 70 年代发展起来的一种析出型变形永磁合金。它具有较好的韧性，可以冷、热加工，轧带拉丝，也可以由铸造和粉末冶金方法生产。合金在较低的温度范围内发生 $\alpha \longrightarrow \alpha_1 + \alpha_2$ 调幅分解，形成富铁、钴的强铁磁相 α_1 和富铬的非铁磁相 α_2，使合金具有很好的永磁性能。

表 5.4-15　各向异性铁钴钒磁滞合金的回火制度

牌　号	成分（质量分数）/%	回　火　温　度
2J3	Co48，V3.5	620～660℃，保温 20～30 min，空气冷却
2J4	Co45，Ni6，V4	600～660℃，保温 20～30 min，空气冷却
2J7	Co52，V7	600～660℃，保温 20～30 min，空气冷却
2J9，2J10	Co52，V9；Co52，V10	580～660℃，保温 20～30 min，空气冷却
2J11，2J12	Co52，V11；Co52，V12	580～640℃，保温 20～30 min，空气冷却

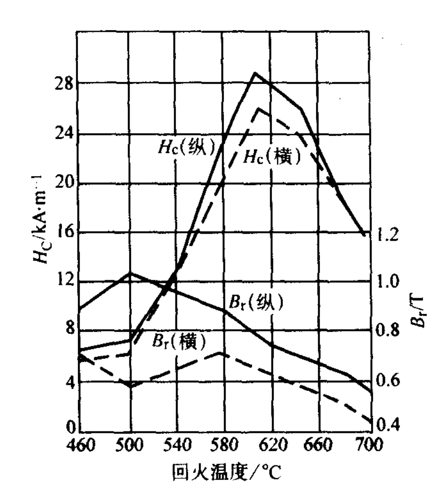


图 5.4-46 回火温度对铁钴钒 [w(Co)52%，w(V)13%] 合金磁性能的影响

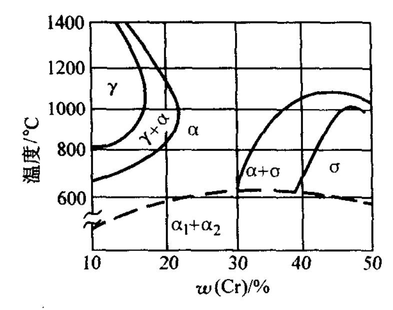


图 5.4-47 FeCrCo 合金含 w(Co)15%的纵截面图

图 5.4-47 为含 w(Nb)1%、w(Al)1.5%的 Fe-Cr-Co15 合金相图截面。铬含量低时易出现γ相，严重损害磁性能；含量过高则易形成σ相（FeCr 金属间化合物），严重损害韧性。铬使饱和磁感 B_s 和居里点 T_c 降低。钴能提高合金的调幅分解温度，扩大分解温度范围，同时提高 B_s 和 T_c，并在一定的成分范围内保证合金有高的 H_c 和 B_r。加入钼、硅等可改善加工性能和热处理工艺性能，且提高磁性能，目前，铁铬钴合金的成分主要为 w(Cr)27%～28%、w(Co)23%～26%、w(Mo)3%或 w(Si)7%～1.0%。

铁铬钴合金的典型热处理和加工工艺为：1 300～1 330℃固溶处理（水冷）→冷塑性加工→620～640℃磁场处理→时效处理（多级时效）。几种常用合金的热处理工艺与性能见表 5.4-16。从 1 300℃以下快冷，是防止γ相和σ相析出，获得单一的α相组织，在居里温度 T_c（660～680℃）以下的调幅分解区（510～640℃）进行磁场处理（一般为 610～650℃），磁场强度应大于 160 kA/m。由于 $\alpha \longrightarrow \alpha_1+\alpha_2$ 分解比σ相的析出快得多，σ相不析出，而 α_1 弥散析出，呈细长条状沿磁场方向与 α_2 相形成调幅结构。磁场处理温度越高，析出相的粒子越粗大。保温时间越长，两相的成分差也越大。为了使两相大小适中，而成分差尽可能大，以提高永磁性能，一般进行分级时效处理。新的研究表明，铁铬钴合金高矫顽力的获得，主要决定于调幅结构所产生的畴壁钉扎效应，而不是孤立状单畴颗粒"一致转动"的作用。

1.3.4 铂钴合金

铂钴合金为有序转变型变形永磁合金，具有很高的矫顽力和磁能积；良好的塑性，可加工成细丝和薄带，可任意加工而磁性不变，极耐腐蚀，耐火，适用于微型或超微型磁系统，可制造形状复杂的元件，例如计时、医疗和飞机航行记录仪表中的磁元件等。

表 5.4-16 几种常用铁铬钴合金的热处理和磁性能

成分（质量分数）/%	热处理制度	B_r/T	H_c/A·m^{-1}	$(BH)_m$/kJ·m^{-3}
Fe-31Cr-23Co	1 300℃，30 min 固溶处理 640℃，40 min 磁场处理 600℃，1 h；580℃，2 h 分级时效	1.16	48 000	33
Fe-28Cr-23Co-1Si	1 300℃，30 min 固溶处理 630℃，1 h 磁场处理 600℃，2 h；580℃，4 h 分级时效	1.30	46 000	42
Fe-30Cr-25Co-3Mo	1 300℃，30 min 固溶处理 630℃，30 min 磁场处理 600℃，2 h；580℃，4 h 分级时效	1.15	62 000	40
Fe-21Cr-15Co-3V-2Ti	1 100℃，1 h 固溶处理 670℃，1 h 磁场处理 620℃，1 h；600℃，1 h；580℃，1h 560℃，1 h；540℃，5 h 多级时效	1.40	46 000	48

铂钴合金形成连续固溶体，硬磁性能以大约等量铂、钴原子浓度［相当于钴的摩尔分数 x(Co)＝23%～26%］时为最好，如图 5.4-48 所示。这样的合金，在 825℃以上为无序的面心立方结构；825℃以下为有序的面心正方结构，同时表现出铁磁性。825℃既是该合金的有序转变温度，也是合金的居里点。

为了获得良好的永磁性能，必须恰当地控制合金的有序度，因为完全有序时矫顽力太低。有序相的畴壁能高，当无序相中弥散分布出有序相时，畴壁横切有序相，会使畴壁能升高，使畴壁被钉住，矫顽力增大。有序相颗粒尺寸以 20～50 μm 为最好。

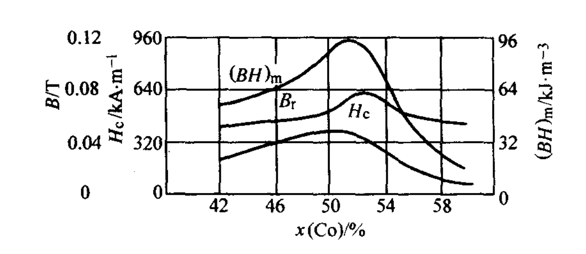


图 5.4-48 PtCo 合金的永磁性能与钴含量的关系

铂钴合金的热处理一般是：加热到1 000℃左右，获得无序结构，以大约150℃/min的冷却速度冷至室温，然后在600℃左右进行时效，使合金达到要求的有序化程度。图5.4-49所示是时效处理时间对合金磁性能的影响。表5.4-17中给出了几种铂钴合金的热处理工艺和所得的磁性能。

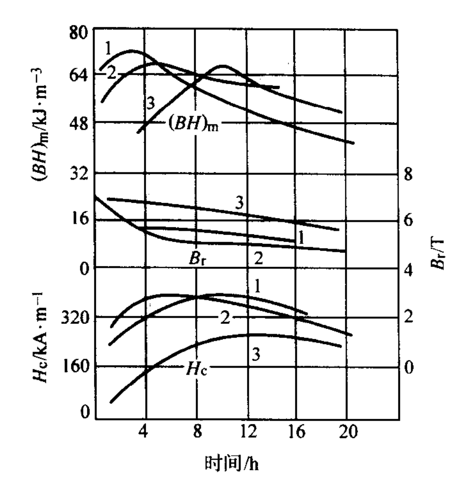


图5.4-49　不同钴含量的PtCo合金经淬火（1 000℃加热，以78℃/min的速度冷却）后在600℃时效时磁性能与保温时间的关系
1—w（Co）46.5%；2—w（Co）48%；3—w（Co）54%

1.3.5　稀土钴合金

稀土钴合金是20世纪60、70年代出现的以稀土元素与钴金属之间形成的金属间化合物为基体的新型永磁合金。其磁化强度高，磁晶各向异性大，居里点高，磁能积的大小较传统的永磁合金有突破性的提高，被认为是比较理想的永磁材料。已应用于电子工业中的元器件，如制作雷达行波管内电子聚焦的周期永磁体阵列、微波器件和电子手表的永磁体；飞机及飞船电动机和仪表；限制器、隔离器和集成电路隔离器；磁泡储存器的永磁薄膜；微型电动机、微型继电器、医疗器具等。我国的稀土钴合金见表5.4-18和表5.4-19，这类合金的发展并不有悖于我国的资源条件，但原材料较稀缺和昂贵仍然是存在的主要问题。

钐钴合金是最基本的稀土钴合金，其相图见图5.4-50。Sm与Co生成一系列金属间化合物，其中$SmCo_5$和Sm_2Co_{17}最重要，分别构成两种钐钴合金的基础。目前，两种稀土永磁合金皆主要采用粉末冶金的方法生产，其工艺流程为：原材料→冶炼→制粉→磁场取向与压力成形→真空烧结与热处理→机械加工→表面处理→检测。也可以采用还原扩散、树脂黏结、熔体急冷、铸造、机械合金化等方法进行生产，且各有其特点。

表5.4-17　几种铂钴合金的成分、热处理和磁性能

序号	成分（摩尔分数）/%						热处理制度	H_c/kA·m^{-1}	B_r/T	$(BH)_m$/kJ·m^{-3}
	Pt	Co	Pd	Fe	Ni	Cu				
1	47.5	52.5	—	—	—	—	1 000℃加热水淬，600℃时效，保温15~50 min	312	0.79	93.6
2	49	51	—	—	—	—	1 000℃加热水淬，600℃时效，保温20~60 min	400~416	0.7~0.72	96~100
3	48~45	50	2~5	—	—	—	1 000℃加热，以14~20℃/min冷速冷至600℃，保温1~5 h	320~400	0.62~0.72	76~84
4	20~50	20~50	—	5~10	—	—	900℃加热，620℃等温淬火，600~650℃时效	320~352	0.77~0.8	84
5	49.5	44.5	—	5	1	—	900℃加热，620℃等温淬火，600~650℃时效	—	—	108
6	49.45	44.5	—	5	1	0.05	900℃加热，620℃等温淬火，600~650℃时效	—	—	116

表5.4-18　我国稀土钴永磁合金的磁性能

合金牌号	剩磁 B_r/T	磁感应矫顽力 H_{CB}/kA·m^{-1}	内禀矫顽力 H_{CJ}/kA·m^{-1}	最大磁能积 $(BH)_m$/kJ·m^{-3}
XGS80/36	0.60	320	360	64~88
XGS96/40	0.70	360	400	88~104
XGS112/96	0.73	520	960	104~120
XGS128/120	0.78	560	1 200	120~135
XGS144/120	0.84	600	1 200	135~150
XGS160/96	0.88	640	960	150~183
XGS196/96	0.96	690	960	183~207
XGS196/40	0.98	380	400	183~200
XGS208/44	1.02	420	440	200~220
XGS240/46	1.07	440	460	220~250

（1）$SmCo_5$型合金

简单表达为1:5（指两种原子数之比）型合金，是以$SmCo_5$化合物为基体的钐钴合金，最早出现于20世纪60年代中，被称为第一代稀土永磁合金。

$SmCo_5$化合物具有$CaCu_5$型六方结构，有极高的磁晶各向异性常数[K_1 = (15~19)×10^3 kJ/m^3]，较高的饱和磁化强度（M_s = 0.8 kA/m），由其制成的合金可以获得极大的矫顽力（达1 194~3 184 kA/m）和很高的磁能积（127~183 kJ/m^{3}以上），磁性能比著名的铸造AlNiCo合金有成倍的提升。这种合金按组织可分为两种：以$SmCo_5$型化合物为基体的单相合金和在此基体中还析出有少量Sm_2Co_{17}型化合物的多相合金。总体上，合金的矫顽力机制主要基于磁畴的形核和畴壁

表 5.4-19　我国稀土钴永磁合金的其他物理性能

合金牌号	磁感应温度系数 α_B（0～100℃）/$10^{-4}K^{-1}$	居里温度 t_c /℃	密度 $d/g\cdot cm^{-3}$	相对回复磁导率 μ_{rec}	维氏硬度 HV	线胀系数 $\alpha/10^{-6}K^{-1}$	电阻度 ρ /Ω·m
XGS80/36	-9	450～500	7.8～8.0	1.10	450～500	10	5×10^{-6}
XGS96/40	-9	450～500	7.8～8.0	1.10	450～500	10	5×10^{-6}
XGS112/96	-5	700～750	8.0～8.3	1.05～1.10	450～500	10	5×10^{-6}
XGS128/120	-5	700～750	8.0～8.3	1.05～1.10	450～500	10	5×10^{-6}
XGS144/120	-5	700～750	8.0～8.3	1.05～1.10	450～500	10	5×10^{-6}
XGS160/96	-5	700～750	8.0～8.1	1.05～1.10	450～500	10	5×10^{-6}
XGS196/96	-5	700～750	8.1～8.3	1.05～1.10	450～500	10	5×10^{-6}
XGS196/40	-3	800～850	8.3～8.5	1.00～1.05	500～600	12.7	9×10^{-8}
XGS208/44	-3	800～850	8.3～8.5	1.00～1.05	500～600	12.7	9×10^{-8}
XGS240/46	-3	800～850	8.3～8.5	1.00～1.05	500～600	12.7	9×10^{-8}

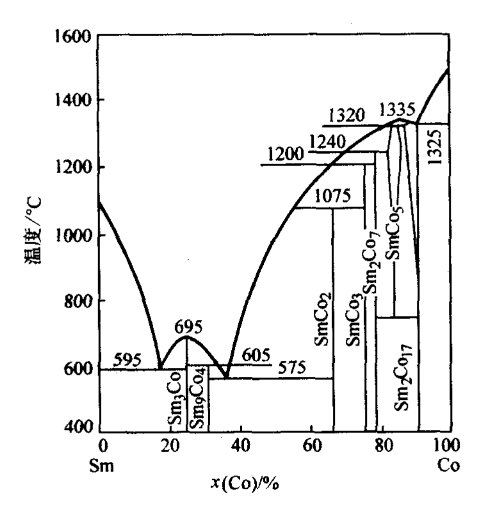


图 5.4-50　Sm-Co 合金相图

在晶界上的被钉轧。所以合金的晶粒要非常细小（1～10 μm），基本上为单磁畴粒子。

$SmCo_5$ 的化学计量成分（质量分数）是 33.8% Sm 和 66.2% Co。其中的钐和钴可相应用其他较便宜的和有特性的稀土元素 R（包括混合稀土合金 MM）和过渡族金属 TM 来取代，于是得到一系列新的合金。单相合金有 RCo_5［例如 $SmCo_5$、$PrCo_5$、（Sm，Pr）Co_5 等］、$MMCo_5$ 以及（Sm，MM）Co_5 等；多相合金主要是 Ce（Co，Cu，Fe$)_z$（$z=5\sim6$）等。纯 $SmCo_5$ 合金的成分，Sm 的含量一般都略高于化学计量比［w（Sm）为 37.2%］，以利于消除工艺过程中氧的影响，提高收缩率和磁性能。（Sm，Pr）Co_5 合金中，用较经济的 Pr 取代部分 Sm，既使合金更便宜，还可提高磁化强度和磁性能的稳定性。Ce（Co，Cu，Fe$)_z$ 合金中，Ce 是资源丰富的元素，Cu 代 Co 可通过沉淀硬化提高矫顽力，而 Fe 的加入可提高磁化强度。所以合金的磁性能比较高，虽剩磁和磁能积有所下降，但成本大大降低。典型 $SmCo_5$ 型合金的主要性能见表 5.4-20。

$SmCo_5$ 型合金一般采用液相烧结法制备：在 $SmCo_5$ 基相粉末中添加富 Sm 成分（质量分数）（含约 60% Sm 和 40% Co）合金的粉末，混合，球磨，得到细粉料（平均粒径为 1～10 μm），在磁场中取向和预压，进行等静压成形，然后在真空中加热到 1 100～1 200℃烧结约 1 h。烧结时，添加的

表 5.4-20　$SmCo_5$ 型合金的主要磁性能

合　　金	B_r/T	H_{CB} /kA·m^{-1}	H_{CJ} /kA·m^{-1}	$(BH)_m$ /kJ·m^{-3}
$SmCo_5$	1.06	792	1360	224
$(Sm_{0.4}Pr_{0.6})Co_5$	1.03	804	1 320	207
$(Sm_{0.5}Pr_{0.3}Nd_{0.2})Co_5$	1.05	770	1 150	210
$(Sm_{0.5}MM_{0.5})^3Co_5$	0.88	660		140
$PrCo_5$	0.76	313		95.8
$Sm(Co_{0.76}Cu_{0.14}Fe_{0.10})_5$	1.04	500		210
$Ce(Co_{0.72}Cu_{0.14}Fe_{0.14})_5$	0.72	389	421	99
$Ce(Co_{0.73}Cu_{0.14}Fe_{0.13})_{5.2}$	0.74	358		94.7
$Ce(Co_{0.74}Cu_{0.13}Fe_{0.13})_{5.4}$	0.68	310		79.6
$Ce(Co_{0.75}Cu_{0.13}Fe_{0.12})_{5.6}$	0.76	318		95.5

富 Sm 合金粉末转变成液相，逐渐被固体基相粉末吸收，并以此加快基相的烧结过程，提高其致密度，且使磁性能改善。表 5.4-21 中的数据表明，烧结温度的提高能全面提高合金的磁性能，但超过1 150℃后，由于晶粒长大，晶界对畴壁钉扎的强度降低，矫顽力和磁能积显著下降。所以合金存在一个较合理的烧结温度。

表 5.4-21　$SmCo_5$ 合金经不同温度烧结后的磁性能

烧结温度 /℃	B_r/T	H_{CB} /kA·m^{-1}	$(BH)_m$ /kJ·m^{-3}
1 120	0.790	597	120.2
1 130	0.795	621	124.9
1 140	0.820	625	129.7
1 150	0.910	685	159.2
1 160	0.905	581	143.3

为了改善矫顽力，$SmCo_5$ 型合金在烧结之后必须进行一种特殊的退火处理：直接从烧结温度缓慢（以不大于 3℃/min 的速度）冷却至 850～950℃，保温一定时间或不保温，然后以较快（不低于 50℃/min）的速度冷却至室温。合金的

烧结-热处理曲线如图5.4-51所示。必须注意，退火温度不能低于800℃，并且冷却速度在800~500℃之间一定要很快（一般采取油冷），以免在750℃左右$SmCo_5$相分解或生成较粗大的第二相析出物，而使合金的矫顽力降低。

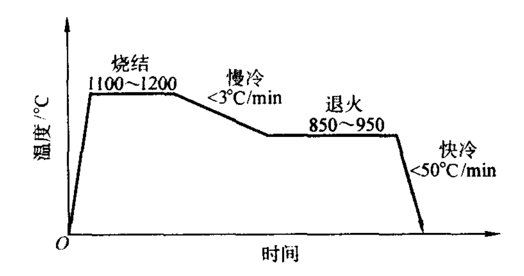


图5.4-51 $SmCo_5$型合金的烧结-热处理工艺曲线

（2）Sm_2Co_{17}型合金

亦简单表示为2:17型合金，是以Sm_2Co_{17}化合物为基体的钐钴合金，20世纪70年代末出现，被称为第二代稀土永磁合金。

Sm_2Co_{17}化合物在1 250℃以上具有Th_2Ni_{17}型六方结构，1 250℃以下具有Th_2Zn_{17}型菱方结构。与$SmCo_5$相比，磁晶各向异性略低（$K_1=3.3\times10^3$ kJ/m³），但饱和磁化强度较高（$M_s=0.95$ kA/m），且可固溶而能进一步提高，是更有效的高性能永磁合金的基体。Sm_2Co_{17}型合金按组织也分两种：以Sm_2Co_{17}型化合物为基体的单相合金和在其基体上还沉淀有$SmCo_5$型化合物的多相合金。单相合金应用者较少，实际上2:17型合金基本上为沉淀硬化的多相合金。其矫顽力机制主要是基于沉淀相粒子在畴壁上的钉扎作用。因此要求合金组织中的沉淀相高度弥散分布和基体成分的高度微观不均匀性。

Sm_2Co_{17}化合物中的Sm用其他稀土元素（例如Pr，Nd）取代会降低磁晶各向异性，用MM（例如CeLa合金）取代会降低饱和磁化强度。所以在R_2Co_{17}型合金中，Sm是最重要的、难以完全取代的稀土元素。其他稀土元素之所以引人，主要是为了获得较便宜的合金。某些重稀土元素如Er、Gd、Dy、Ho等可部分取代Sm，可制得低温度系数的R_2TM_{17}永磁合金。一般Sm_2Co_{17}型合金中Sm的含量比化学计量比低，为10%~20%（质量分数）。Sm_2Co_{17}化合物虽是易C轴的，但其矫顽力还是偏低，难以制作实用的永磁合金。现在，合金在两个方面发展。一是用Fe代部分Co，提高合金的饱和磁感应强度，形成$Sm_2(Co_{1-x}Fe_x)_{17}$合金系。在其基础上加入Mn、Cr等来提高磁性能，已开发$Sm_2(Co_{0.8}Fe_{0.05}Mn_{0.15})_{17}$和$Sm_2(C_{0.8}Fe_{0.09}Cr_{0.11})_{17}$两种。它们为单相合金，矫顽力决定于反磁化畴的形核与长大的临界场。由于其磁性能的温度稳定性差，制造工艺较复杂，在工业上很少应用。二是加入Cu，利用其沉淀硬化作用，形成Sm-Co-Cu系。Cu含量的增加能急剧增大合金的矫顽力，但同时也使饱和磁感应强度很快下降，所以也难得到有实用价值的合金。于是再加入少量能提高饱和磁感应强度的Fe，形成Sm-Co-Cu-Fe系。并且还进一步加入能提高磁晶各向异性的金属（例如Zr、Ti、Hf等），形成Sm-Co-Cu-Fe-Zr系等性能优异的永磁合金系列。部分Sm_2Co_{17}型合金的主要性能见表5.4-22。

Sm_2Co_{17}型合金的制备过程与$SmCo_5$型合金相近。粉末经磁场取向及压制后进行烧结和热处理。以$Sm(Co,Cu,Fe,Zr)_z$（$7.0\leqslant z\leqslant8.5$）合金为例，其烧结和热处理工工艺过程如图5.4-52所示。一般采用的烧结温度为1 190~1 220℃，时间约1~2 h，得到致密的合金，接着慢冷至固溶处理温度

表5.4-22 Sm_2Co_{17}型合金的主要磁性能

合金	B_r/T	H_{CB} /kA·m⁻¹	H_{CJ} /kA·m⁻¹	$(BH)_m$ /kJ·m⁻³
$Sm_2(Co_{0.8}Fe_{0.09}Cr_{0.11})_{17}$	1.10		579	238.8
$Sm_2(Co_{0.8}Fe_{0.05}Mn_{0.15})_{17}$	1.13		1 066.6	222.8
$Sm(Co_{0.8}Cu_{0.15}Fe_{0.05})_{7.0}$	0.93		496	163.5
$Sm(Co_{0.75}Cu_{0.14}Fe_{0.11})_{7.0}$	1.00		796	161.5
$Sm(Co_{0.73}Cu_{0.14}Fe_{0.13})_{7.1}$	0.98		573.1	185.4
$Sm(Co_{0.68}Cu_{0.1}Fe_{0.21}Zr_{0.01})_{7.0}$	1.10		520	240
$Sm(Co_{0.73}Cu_{0.05}Fe_{0.20}Zr_{0.02})_{7.5}$	1.07	760	1 000	216
$Sm(Co_{0.65}Cu_{0.05}Fe_{0.28}Zr_{0.02})_{7.8}$	1.20		1 110	263
$Sm(Co_{0.672}Cu_{0.08}Fe_{0.22}Zr_{0.028})_{8.35}$	0.85		760	132
$Sm_{0.5}Ce_{0.5}(Co_{0.73}Cu_{0.05}Fe_{0.20}Zr_{0.02})_{7.5}$	1.06	648	744	210

1 130~1 175℃，保温约0.5~10 h，以获得均匀的单相固溶体，并由油淬或氩气流冷却，将固溶体组织保持到室温。为了提高矫顽力，然后将合金置于750~850℃进行时效处理。时效的时间与合金的成分有关，含Zr低时为20~40 min，高时达8~30 h。时效之后不可快冷，采取控制冷却，冷速约为0.3~1.0℃/min，也可进行分级时效。合金经分级时效处理的矫顽力比经一次时效的要高得多，见图5.4-53。含Zr的合金大多实行分级时效，即再在700℃保温1 h，600℃保温2 h，500℃保温4 h，400℃保温8~10 h，之后急冷至室温。含Cr较高的合金，如采用控速冷却至400℃后，一定要在此温度再时效一些时间。在经过750~850℃的时效处理后，合金的单相固溶体转变为两相的细胞状组织。胞粒为含Fe、Zr的2:17型基体相，胞壁是富Cu的1:5型沉淀相，它们之间保持一定的共格关系。合金的矫顽力就决定于沉淀相胞壁对畴壁的钉扎作用，而与两相的磁晶各向异性和畴壁能的差、胞径和胞壁宽度等有关。适当的多级时效可利用其所造成的两相成分及形态的差异的扩大，逐渐地、尽可能地提高合金的矫顽力。

1.3.6 稀土铁合金

稀土铁合金是20世纪80年代出现的以稀土元素（主要是钕）与铁（或铁硼）形成之金属间化合物为基体的最新型永磁合金（即钕铁硼合金）。它具有比稀土钴合金更大的剩磁（达$B_r=1.48$T）、更高的矫顽力（达$H_c=684.6$ kA/m）和最大的磁能积［达$(BH)_m=407.6$ kJ/m³］，为第三代稀土永磁合金，被誉称“磁王”。这类合金的力学性能也比第二代的好，不那么容易破碎，密度也比较小（约低13%），因而更利于实现磁性元件的轻量化，薄型化，小型化和超小型化。另外，一个最大优点是原材料丰富且价格便宜，只相当于钐钴合金的1/2左右。所以钕铁硼得到了极大的重视，正在逐步取代钐钴和铝镍钴永磁合金。

NdFeB合金以$Nd_2Fe_{14}B$化合物为基体。$Nd_2Fe_{14}B$属四方晶体结构，为铁磁性多畴体相，具有很高的磁晶各向异性和优异的内禀磁参量。NdFeB的磁性能主要是建立在$Nd_2Fe_{14}B$的这些特性基础之上的，所以合金的成分基本上设计接近于

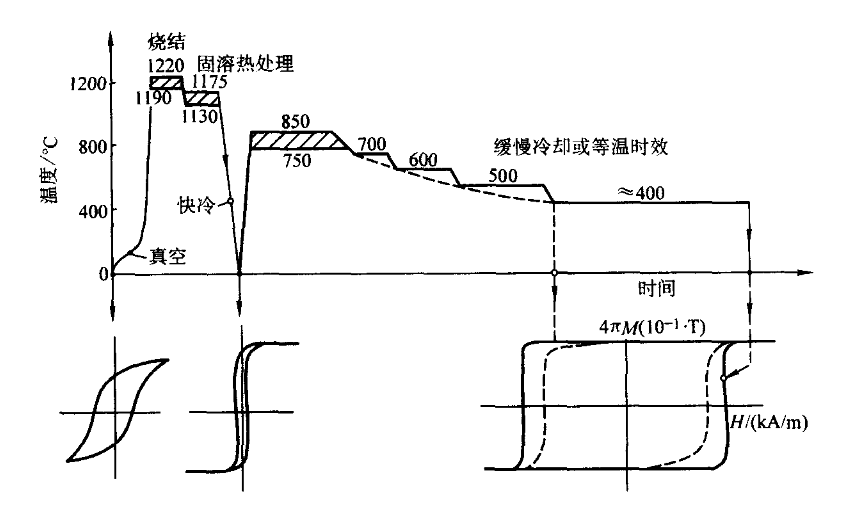


图 5.4-52　Sm_2CO_{17}型合金［Sm（Co，Cu，Fe，Zr）$_z$（7.0≤z≤8.5）合金］的烧结－热处理工艺曲线及磁滞回线变化示意图

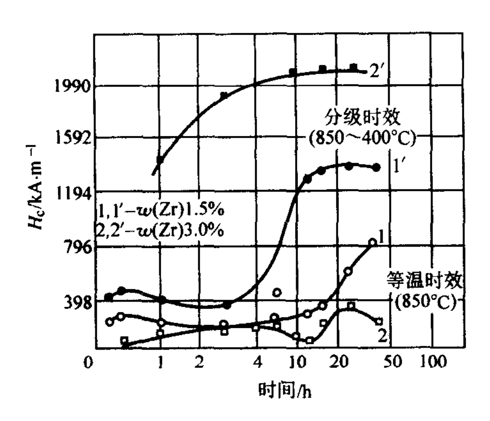


图 5.4-53　25.5Sm-Co-6Cu-15Fe-Zr 合金一级时效和多级时效时矫顽力的变化

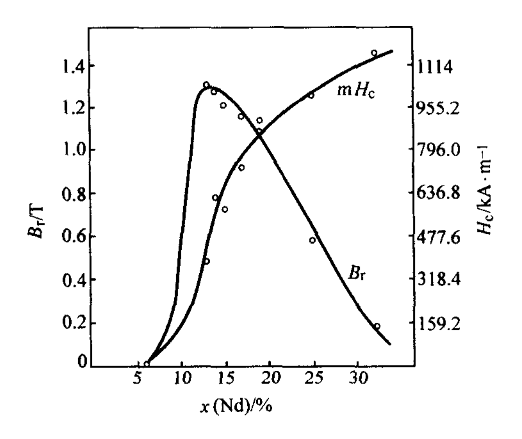


图 5.4-54　Nd 含量对 $Nd_xFe_{92-x}B_8$合金磁性能的影响

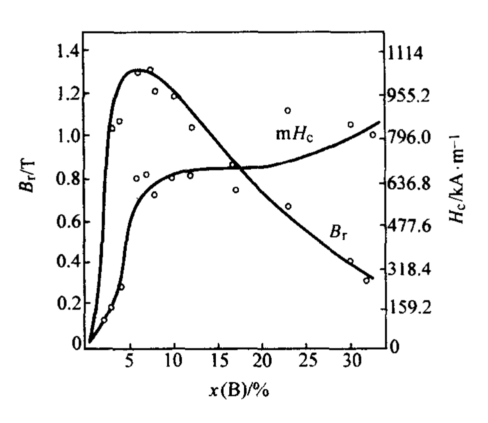


图 5.4-55　B 含量对 $Nd_{15}Fe_{85-x}B_x$合金磁性能的影响

此化合物的成分。但是，单相化合物的永磁性能并非很理想。实验证明，获得最好永磁性能的合金成分必须含有比化合物更多的一些 Nd 和 B，一般为（质量分数）约 36%Nd、约 63%Fe 和约 1%B。即合金的组织除了 $Nd_2Fe_{14}B$ 化合物基体相外，还含有一定量的富 Nd 相和富 B 相。后两种相基本上为非铁磁性物质，它们的合理含量完全由试验来确定。

图 5.4-54 所示 Nd 含量对 NdFeB 合金磁性能的影响。随含量的增加，富 Nd 相增多，有利于合金烧结，增大收缩量和致密度，使 B_r 急剧升高。但当 x(Nd)约 12%时，因非铁磁性相增多，B_r 开始迅速下降。合金在 x(Nd)为 14%～15%时获得最高的 B_r。在 Nd 含量增大时，H_{CJ} 一直是增长的，所以由 Nd 含量的控制可以调整合金的矫顽力。必须指出，Nd 含量太高会促进合金晶粒长大，反而使矫顽力下降。图 5.4-55 所示为 B 含量对 NdFeB 磁性能的影响。B 是促进 $Nd_2Fe_{14}B$ 相形成的关键元素，含量低于 x(B)5%时，合金处于 $Nd_2Fe_{14}B + Nd_2Fe_{17}$ + Nd 的三相区（见图 5.4-56）。其中 Nd_2Fe_{17} 是易基面相，磁性很软，所以合金的 H_{CJ} 和 B_r 都很低。在 x(B)6%～7%时合金的 B_r 和 H_{CJ} 值最佳。B 过量后，过多的非磁性富 B 相使 B_r 降低。为了获得最大的磁能积，合金的 Nd、B 的含量还是应尽可能地接近 $Nd_2Fe_{14}B$ 的成分。目前磁能积最高的 $Nd_{12.4}Fe_{81.6}B_{6.0}$ 合金的 Nd 和 B 的含量只比化合物 $Nd_2Fe_{14}B$ 的相应高（摩尔分数）0.6%Nd 和 0.02%B。另外，提高 Fe 的含量能明显提高合金的磁能积（见图 5.4-57）。

高性能烧结 NdFeB 合金的磁性能见图 5.4-58。

NdFeB 合金目前还有不足之处。主要是热稳定性较差，居里温度偏低，磁感应温度系数和矫顽力温度系数偏高（见表 5.4-23）。这些问题的解决直接影响其全面取代稀土钴和铝镍钴合金的进程和范围。在这方面，采取合金化的途径取得了一定进展。如用 Co 取代部分 Fe，可提高居里温度，使磁感应温度系数降低，但矫顽力也有所降低。用 Dy 取代部分 Nd，可提高各向异性场和矫顽力，降低矫顽力温度系数，但会牺牲剩磁和磁能积。复合加人 Co 和 Al、Co 和 Dy 的综合

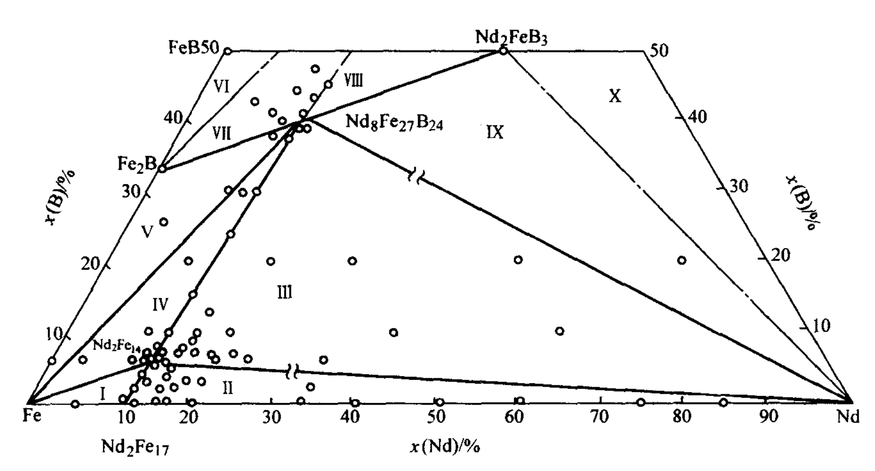
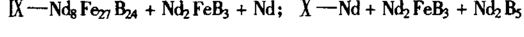


图 5.4-56　Nd-Fe-B 三元系（x(B)≤50%）室温截面图

Ⅰ—α-Fe + Nd_2Fe_{17} + $Nd_2Fe_{14}B$；Ⅱ—$Nd_2Fe_{14}B$ + Nd_2Fe_{17} + Nd；Ⅲ—$Nd_2Fe_{14}B$ + $Nd_8Fe_{27}B_{24}$ + Nd；
Ⅳ—$Nd_2Fe_{14}B$ + $Nd_8Fe_{27}B_{24}$ + α－Fe；Ⅴ—$Nd_8Fe_{27}B_{24}$ + Fe_2B + α－Fe；Ⅵ—Fe_2B + FeB + NdB_4；
Ⅶ—Fe_2B + $Nd_8Fe_{27}B_{24}$ + NdB_4；Ⅷ—Nd_2FeB_3 + NdB_4 + $Nd_8Fe_{27}B_{24}$；


Ⅸ—$Nd_8Fe_{27}B_{24}$ + Nd_2FeB_3 + Nd；Ⅹ—Nd + Nd_2FeB_3 + Nd_2B_5

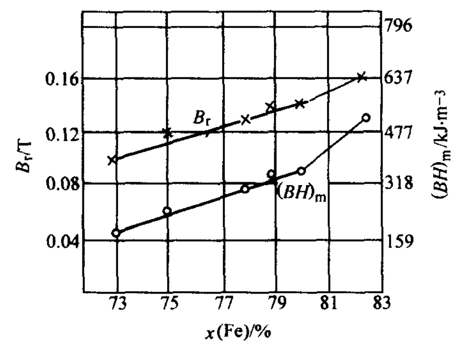


图 5.4-57　NdFeB 合金的磁性能随 Fe 含量的变化

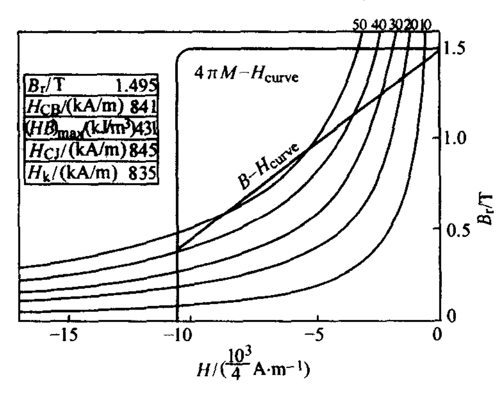


图 5.4-58　高性能烧结 NdFeB 合金的磁性能

表 5.4-23　钕铁硼合金与其他永磁合金温度特性的比较

合金	居里点 T_C/℃	磁感应温度系数（20～100℃）$B_{rα}/10^{-2}K^{-1}$	矫顽力温度系数（20～100℃）$H_{cJα}/10^{-2}K^{-1}$	最高工作温度/℃
$SmCo_5$	720	－0.045	－（0.2～0.3）	250
Sm_2Co_{17}	820	－0.025	－（0.2～0.3）	350
NdFeB	310	－0.126	－（0.5～0.7	100
AlNiCo	800	－0.02	－0.03	500
铁氧体	450	0.20	－0.40	300

效果较好。此外，少量加入 Ga 或 Nb，也可有效地提高矫顽力和其热稳定性。合金化的 NdFeB 的性能见表 5.4-24。NdFeB 的另一个缺点是抗氧化和耐腐蚀性能较差。因此必须采取表面防护，如蒸镀 Ni、Cr、Al 金属，镀 Al-Cr 或 Cu-Ni 合金薄膜，化学沉积 Ni-P 镀层，涂含氟树脂或环氧树脂等效果都很好。合金中添加 Al、Si、P 等元素，耐蚀性可以改善，而加入 V、Nb、Cr 时，除了改善耐蚀性外，还可提高磁性能。

NdFeB 合金一般采用与稀土钴合金类似的粉末冶金技术制备。典型工艺是将真空熔炼的铸锭破碎成平均粒度约 3 μm 的粉末，在横向磁场中取向并压制成形，然后进行真空或氩气烧结和热处理。为了保证最好的磁性能，生产过程都采用无氧工艺，以最大限度地降低钕的氧化与损失，使合金中的含氧量不超过 $1\,500\times10^{-6}$，非磁性相的体积分数小于 1%。

表 5.4-24　合金化 NdFeB 合金的磁性能

合　金	B_r/T	H_{CB} /kA·m⁻¹	H_{CJ} /kA·m⁻¹	$(BH)_m$ /kJ·m⁻³	T_c/℃	$B_{rα}$ /10⁻²K⁻¹	$H_{cJα}$ /10⁻²K⁻¹
$Nd_{15}Fe_{77}B_8$	1.23	880	960	290	312	－0.126	－0.6
$Nd_{15}(Fe_{0.9}Co_{0.1})_{77}B_8$	1.23		800	290	398	－0.085	
$Nd_{15}Fe_{62.5}Co_{16}Al_{1.0}B_{5.5}$	1.32		886	328	500	－0.071	
$Nd_{12.3}Dy_{3.1}Fe_{72.8}Co_{5.0}B_{6.8}$	1.10	848	1 862	236	380		
$Nd_{14.5}Fe_{60}Co_{16}Ca_{1.0}B_{8.5}$	1.30		971	318	500	－0.07	－0.5
$Nd_{3.45}Ho_{9.6}Dy_{1.95}Fe_{79}B_6$	0.70	557	1 639	118		－0.029	
$Nd_7Fe_{75}Ti_{10}B_8$	1.22	864	960	256		－0.03	

合金的性能对烧结和热处理工艺参数特别敏感。烧结温度越高或粉末尺寸越大，则合金的晶粒越粗大而矫顽力越低。若烧结温度过低。则烧结不完全和合金的致密度低而性能不好。所以必须选定合理的烧结温度范围。一般，NdFeB的烧结温度为1 060～1 100℃，与稀土元素的种类和含量有关，如含La、Ce或混合稀土时，温度应当低些。烧结之后的冷却对性能有影响，以随炉冷却的结果为好。但生产上为了避免炉冷时炉料冷却不均匀而导致产品性能不同，通常在烧结之后采取快速冷却，然后再进行适当的热处理。

NdFeB在烧结并快冷的状态下磁性能不高，但可用随后的回火处理来显著提高（见图5.4-59)。采用一次（或一级）磁硬化回火时，一般是将烧结合金加热至570～600℃，保温1 h，然后水冷（如图5.4-60a所示)。效果较好、应用最多的是采用二级回火。其典型的回火工艺是，将烧结合金加热到900℃，保温2 h，以1.3℃/min的速度控制冷却至室温，然后再加热至550～700℃，保温1 h，接着水冷。二级回火也可在烧结之后不快冷至室温，而直接降温至第一级回火和第二级回火温度连续分级进行处理，如图5.4-60b所示。大量试验表明，获得最佳磁性能的第一级回火温度为900℃，与合金成分的变化关系不大；第二级回火的最佳温度与合金的成分有一定关系，由试验来确定，但一般不超过700℃。

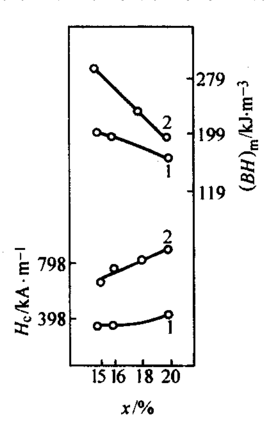


图5.4-59　$Nd_xFe_{92-x}B_{7.5}$合金回火前后磁性能的变化
1—烧结态；2—回火态

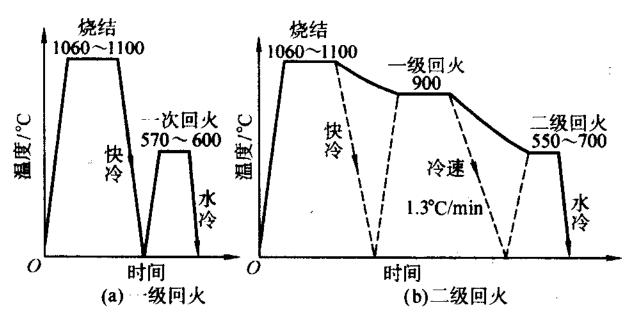


图5.4-60　NdFeB合金的烧结—热处理工艺曲线

NdFeB在烧结状态下的显微组织主要为基体相$Nd_2Fe_{14}B$的晶粒，其尺寸远大于其单畴粒子临界大小，晶内极少晶体缺陷，也不存在精细结构。富Nd相熔点较低，大多数以不同厚度膜片状的形式分布在基体晶界上和三叉晶界处，也有少量呈小块状和细粒状散落在基体的晶界上和晶粒内。富B相则大部分以多边形颗粒的形式存于三叉晶界和一般晶界上，个别亦会出现在晶粒内。合金的组织中还可能存在有少量氧化物（主要是Nd_2O_3)、富Fe相（主要是α-Fe)、外来杂质和烧结残留的空洞。热处理不会改变基体、富B相和其他杂质，热处理能改善合金的磁性能，只与其中富Nd相的形态、分布、数量等的变化有关系。关于NdFeB的矫顽力机制，多数观点认为，是反磁化畴的形核场起控制作用。富Nd相在基体晶界上合理分布能有效地减少反向畴的形核点，同时还可钉扎跨晶界的畴壁，阻碍畴壁运动。NdFeB在900℃的第一级回火处理时，晶粒表面缺陷减少，富Nd相转变为液相，并沿晶界发生合理的再分布，为随后的分解创造有利条件；而在550～700℃间进行第二级回火时，富Nd液相分解，趋于三元共晶成分，形成有利的组织形态，并使晶界上特别是在与富Nd相相接触的基体相表面上存在的BCC相结构层消失，而使合金的矫顽力值大大提高。

2　膨胀合金的热处理

膨胀合金为在应用中要求具有特殊热膨胀特性的精密合金，主要用于制造电真空器件、精密仪器仪表元件和自动控制元件等。

2.1　金属的热膨胀特性

2.1.1　金属的热膨胀

物体热胀冷缩是一种普遍现象，但在特定条件下有反常。一般，将温度变化所引起的物体体积或尺寸变化的现象称为热膨胀。

金属的热膨胀特性采用平均膨胀系数$\alpha_{t_1-t_2}$或真实膨胀系数α_t来描述。

在t_1至t_2温度范围内的平均线胀系数(1/℃)：

$$\alpha_{t_1-t_2}=\frac{l_2-l_1}{l_1}\times\frac{1}{t_2-t_1}$$

式中，l_1、l_2分别为t_1、t_2温度时试样的长度。

在某温度t时的线胀系数（即膨胀曲线上t点温度的斜率)(1/℃)：

$$\alpha_t=\lim_{\Delta t\to 0}\frac{1}{l}\times\frac{\Delta l}{\Delta t}=\frac{\mathrm{d}l}{l}\times\frac{1}{\mathrm{d}t}$$

本质上，热膨胀现象的发生在于，温度升高时金属中原子的热振动振幅增大，使振动中心的位置移动，造成金属晶格常数增大，而导致金属宏观体积膨胀或长度增长。这是正常的热膨胀效应。表5.4-25中给出了部分无结构变化的纯金属的膨胀系数。同时可以看出，随熔点增高，金属的膨胀系数降低，反映原子间结合力的增大对热膨胀有抑制作用。

表5.4-25　部分金属由室温至100℃的线胀系数

金　属	线胀系数 $\alpha/10^{-6}K^{-1}$	熔点 /℃
Zn	39.5	419.5
Al	23.6	660.1
Cu	17.0	1 083
Ni	13.4	1 453
Pt	9.8	1 769
V	8.3	1 910
Rh	8.3	1 960
Mo	4.9	2 625
W	4.6 (20℃)	3 380

许多金属从绝对温度零度到熔点体积变化接近于常数。立方和六方结构金属的$\frac{V_{TS}-V_0}{V_0}=0.06\sim0.067$；正方结构金属的$\frac{V_{TS}-V_0}{V_0}=0.027$（$V_{TS}$、$V_0$分别为金属熔点时和绝对零度时的体积)。可见金属的热膨胀有一定极限。熔点越低，达到此极限的温度区间越窄，因而膨胀系数越大；反之，熔点越高则膨胀系数越小。

2.1.2 合金的热膨胀

合金的热膨胀规律比较复杂。

1）对于大多数形成单相固溶体的合金，热膨胀系数介于其组元的膨胀系数之间，与成分的变化呈近似直线关系，但中间略凹，如图4-61所示，若合金的组元之一为过渡族金属时，固溶体的热膨胀曲线偏离直线较大，甚至变得无规则。合金的膨胀系数偏低于其组元平均值的原因，是存在有不同元素之间吸引力的附加作用。

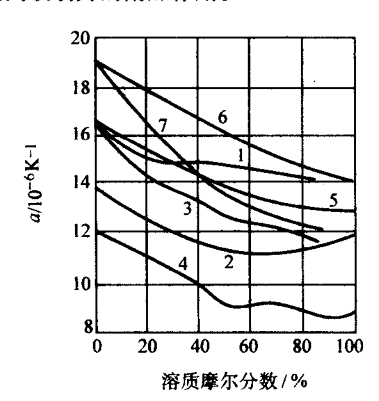


图5.4-61 固溶体的膨胀系数（35℃）
1—Cu-Au；2—Au-Pd；3—Cu-Pd；4—Cu-Pd（-140℃）；5—Cu-Ni；6—Ag-Au；7—Ag-Pd

固溶体合金发生有序化时，原子间结合力增强，热胀系数降低。

2）形成化合物的合金，由于组元原子呈严格的规则排列，其结合力比固溶体中的原子间作用力大得多，而膨胀系数明显变小。

3）多相合金的热膨胀决定于各组成相的热膨胀和体积含量，但对其大小、分布和形状（即组成状态）不敏感。合金的膨胀系数一般介于组成相的膨胀系数之间，并近似地符合直线加权规律。所以两相合金的膨胀系数为两组成相的加权值：

$$\alpha = \alpha_1 V_1 + \alpha_2 V_2$$

式中，α、α_1、α_2 分别为合金和两组成相的膨胀系数；V_1、V_2 分别为两组成相的体积百分数。

若两相的弹性模量相差较大，应考虑各相在膨胀过程中弹性相互作用的影响。则合金的膨胀系数按下式计算：

$$\alpha = \frac{\alpha_1 V_1 E_1 + \alpha_2 V_2 E_2}{V_1 E_1 + V_2 E_2}$$

式中，E_1、E_2 分别为两组成相的弹性模量。

2.1.2 金属的反常热膨胀

绝大多数金属的正常热膨胀时，真实膨胀系数随温度的升高先很快增大，而后变慢并趋于定值，如图5.4-62所示。

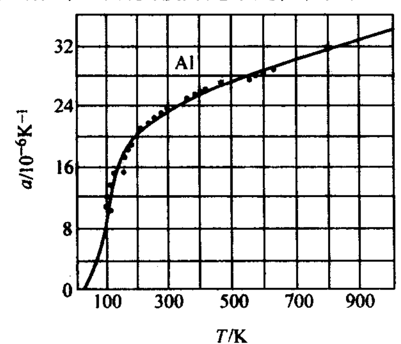


图5.4-62 铝的真实膨胀系数与温度的关系
（曲线为计算值，点为实测数据）

对于某些铁磁性金属，在其磁性转变的温度范围内，膨胀曲线上出现明显的反常膨胀峰，如图5.4-63所示。其中Ni、Co是有正膨胀峰，称为正反常；Fe是负膨胀峰，称为负反常。这种反常现象也出现在Fe-Ni合金中。从图5.4-64可见，不同Ni含量的合金，在其居里点以下，膨胀系数随温度变化的曲线上都存在有不同程度的负反常现象；在居里点附近，膨胀系数急剧上升；过居里点之后，膨胀曲线恢复正常的变化。所以调整合金的Ni含量，可以获得不同膨胀特性的合金。

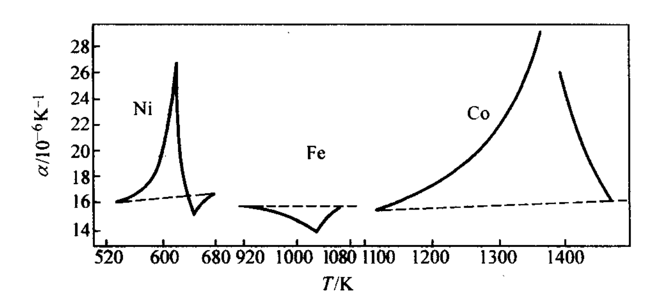


图5.4-63 铁、镍、钴在磁性转变区域的膨胀曲线

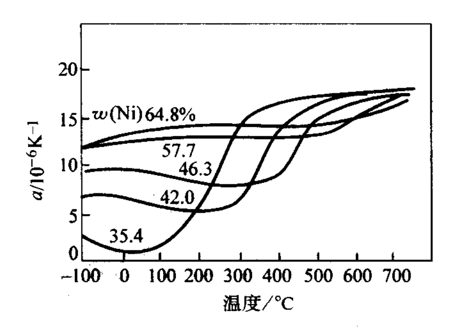


图5.4-64 几种铁镍合金的膨胀系数和温度的关系

反常热膨胀现象的出现，与合金的铁磁性密切相关，是其自发磁化过程中产生磁致伸缩效应引起的。在居里点以下，合金处于铁磁性状态。加热使其由铁磁性向顺磁性转变，饱和磁化强度下降，引起原子间距缩小。这种原子间距的缩小与因温度升高晶格热振动引起的原子间距的增大相抵消，使热膨胀减小，甚至造成负值，而产生热膨胀的负反常现象。但是当加热温度超过居里点后，合金完全转变为顺磁体，失去磁性，而只存在热振动对原子间距的影响，所以恢复正常的热膨胀过程。

另外，还有一些反铁磁性合金，例如Fe-Mn合金，在奈尔点 T_N 以下具有反铁磁性，当温度升高时，由于反铁磁性造成体积收缩，抵消一部分正常的热膨胀，也显示出反常的热膨胀特性。

根据热膨胀和磁特性，膨胀合金有低膨胀、铁磁性和无磁性定膨胀以及高膨胀等类型合金。

2.2 低膨胀合金的热处理

低膨胀合金常称因瓦合金，是指在常温或低温范围内具有很低的膨胀系数的合金。其热胀系数 $\alpha_{20\sim100℃} \leqslant 1.8\times10^{-6}$/℃，主要用于制造精密仪器、仪表中要求尺寸不变的零件，例如标准量具、标准电容器、精密天平、大地测量尺、微波谐振腔、热双金属的被动层、液态气体容器等。几种著名合金的成分及性能见表5.4-26。目前获得广泛应用的是因瓦和超因瓦合金。

2.2.1 因瓦合金

（1）因瓦合金的成分和性能

表 5.4-26　低膨胀合金的成分和性能

合金名称	主要成分（质量分数）/%	线胀系数 $\alpha/10^{-6}K^{-1}$	居里点 t_c/℃	$\gamma\to\alpha$ 相变温度 /℃
因瓦（4J36）	36Ni-Fe	1.2	232	-120
超因瓦(4J32)	4Co-32Ni-Fe	0.0	230	-100
不锈因瓦	11Cr-52Co-Fe	0.0	117	—
铁铂合金	25Pt-Fe	-30	80	-70
铁钯合金	31Pd-Fe	0.0	340	—
钯锰合金	35.5Mn-Pd	1.5	—	—
无磁因瓦	5.5Fe-0.5Mn-Cr	≈0.0	t_N① ~50	—

① 奈尔点。

含 w（Ni）36% 的铁镍合金在 230℃ 以下（低至 -253℃）具有极低的膨胀系数（见图 5.4-65），为最典型的因瓦合金，我国牌号为 4J36。4J36 合金试样，在保护气氛或真空中加热到 850~900℃，保温 60 min，以 ≤300℃/h 的冷速冷至 200℃以下出炉，膨胀系数 $\alpha_{20\sim100℃}\leq1.8\times10^{-6}/℃$。膨胀曲线如图 5.4-66 所示，成分和线胀系数见表 5.4-27。

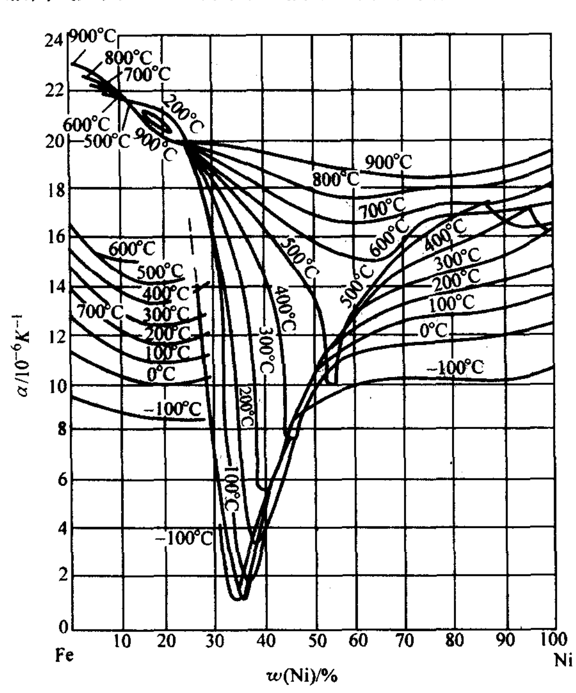


图 5.4-65　铁镍合金在不同温度下的热膨胀系数

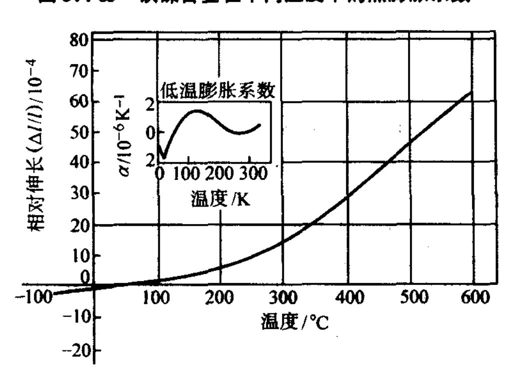


图 5.4-66　4J36 合金的膨胀曲线

表 5.4-27　4J36 合金的化学成分和线胀系数

化学成分/%（质量分数）	C	P	S	Mn	Si	Ni	Fe
	≤0.05	≤0.02	≤0.02	≤0.6	≤0.3	35.0~37.0	余量
线胀系数 $\alpha/10^{-6}K^{-1}$	-129~18℃	-40~21℃	0~21℃	21~100℃	21~200℃	21~300℃	21~400℃
	1.98	1.75	1.58	1.40	2.45	5.16	7.80

图 5.4-67 所示是铁镍合金的热导率 λ 和比热容 c 的变化，图 5.4-68 所示是铁镍合金的电阻率 ρ 和电阻温度系数 α_R 的变化。

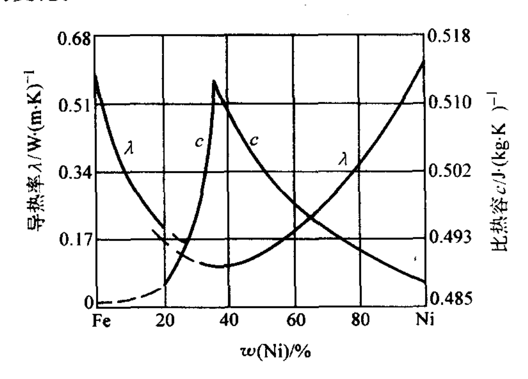


图 5.4-67　铁镍合金的热导率 λ 和比热容 c 的变化

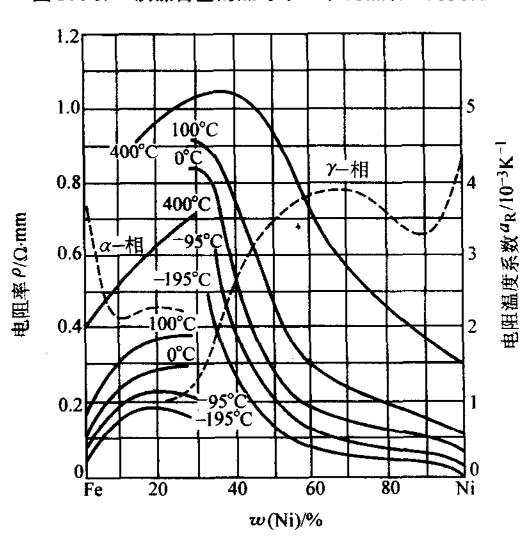


图 5.4-68　铁镍合金的电阻率 ρ（实线）和电阻温度系数 α_R（虚线）的变化

因瓦合金成分接近于面心与体心的相界区（见图 5.4-69），相当于磁矩开始急剧下降与极低居里点所对应的成分（见图 5.4-70）。图 5.4-71 表明，在居里点以上，因瓦合金的膨胀系数与一般金属类似，而在居里点以下膨胀系数特小，室温时接近于零值。因瓦合金这种反常的小热膨胀，是由于在居里点以下铁磁性改变所引起的本征体积磁致伸缩导致的收缩，抵消了正常的热膨胀。

4J36 合金中，除铁磁性元素钴等以及少量铜以外，加入或带入任何元素和夹杂，都会使膨胀系数增大。常见元素的影响见图 5.4-72。少量硅对合金的膨胀系数影响不大，但使居里点下降。碳的影响很大，如图 5.4-73 所示。碳含量较高时，合金尺寸的时间稳定性变坏。在保证合金可加工性的前提下，应尽量降低硅、锰、碳的含量。

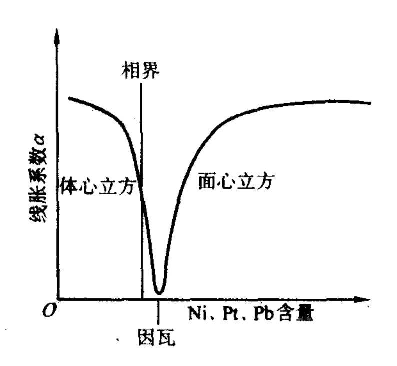


图 5.4-69　典型因瓦合金室温线胀系数 α 与成分关系的示意图

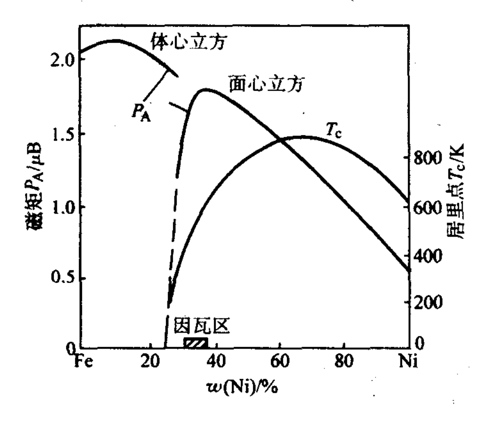


图 5.4-70　铁镍合金的磁矩 P_A 和居里点 T_c 与成分的关系

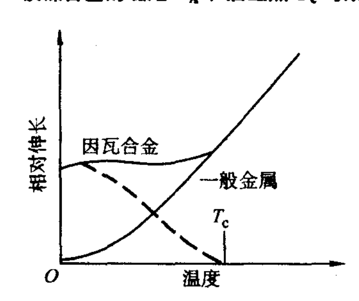


图 5.4-71　因瓦合金与一般金属的热膨胀曲线的比较示意图

（虚线表示在 T_c 以下因瓦合金因铁磁性降低而产生的相对收缩）

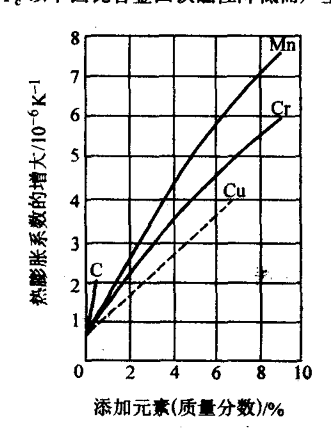


图 5.4-72　常见元素对 4J36 合金热膨胀系数的影响

（2）因瓦合金的热处理

膨胀合金的生产流程一般是：坯料→热变形（热轧）软化热处理→冷变形（冷轧、冷拔、冷拉）→中间热处理→冷变形→成品热处理。因此，因瓦合金的热处理主要包括坯料和成品的热处理两方面。

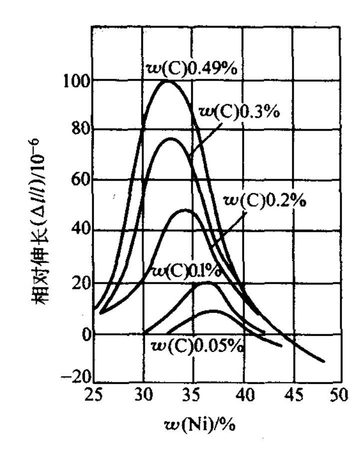


图 5.4-73　碳含量对铁镍合金热膨胀的影响

1）坯料的热加工和热处理　铁镍膨胀合金的导热性很差，热加工的加热速度不宜过快，热锻温度一般为 1 150～1 240℃；热轧温度约 1 120℃。加热时间不应过长，以免晶粒长大和晶界粗化，使机械加工性能降低。加热时应控制气氛中的硫、碳等有害元素。合金的冷变形抗力不大，很容易冷加工，但冷变形量不要超过 60%～70%，以免形成变形织构，或再结晶织构。要避免产生表面缺陷。

冷变形前和两次冷变形之间，为了提高或恢复合金的塑性，必须进行软化退火和中间退火。退火都在还原（不得含硫）或保护气氛中进行，加热温度为 830～880℃，可炉冷或空冷。

冷加工或形变之后，为了消除应力，在 530～550℃进行退火。

2）成品热处理　铁镍合金形成均匀的 γ 固溶体，但在 900℃以下，由于在因瓦成分［w(Ni)36%］以内 $\gamma \rightleftharpoons \alpha$ 相变热滞很严重，实际上起作用的是图 5.4-74 所示的亚稳态相图。由图可知，热处理不能改变 4J36 合金的组织（始终为 γ 相），不能使其强化。合金的强化只能依靠冷变形。但热处理和冷变形都可改变合金的膨胀性能。

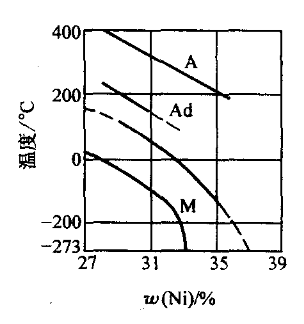


图 5.4-74　因瓦成分区铁镍合金的亚稳状态图

表 5.4-28 中给出了因瓦合金经不同热处理和不同变形量冷拔后的热膨胀系数。固溶处理能使合金的热胀系数减小，而固溶处理后继之以回火，或固溶加热后慢冷时，热胀系数回升甚至增大。冷变形时，随变形量的增大，热胀系数一直减小，甚至变为负值。固溶处理和冷变形的作用在于它们带来了晶体缺陷（空位、位错等），破坏了原子的短程有序度，影响了合金的自发磁化强度，因而降低了合金的热膨胀能力。此外，温度升高时内应力松弛，或可能有马氏体逆转变，都会导致体积的收缩，减小实际热膨胀量。显然，冷变形的作用比热处理更有效。但靠冷变形获得低膨胀系数并不可取，因为效果不稳定，随时间和温度的变化，膨胀系数会增大。所以成品在冷变形之后必须进行热处理。

表 5.4-28 热处理和冷变形对 Ni36 合金热膨胀系数的影响

热处理和冷变形条件		$\alpha/10^{-6}K^{-1}$	
		17~100℃	17~250℃
热锻后		1.66	3.11
850℃固溶处理		0.64	2.53
850℃固溶处理再时效		1.02	2.43
由 850℃经 19 h 冷至室温		2.01	2.89
850℃退火		1.709	
冷拔	变形量 30%	0.126	
	变形量 47.2%	-0.233	
	变形量 57.2%	-0.33	
	变形量 65.5%	-0.36	

成品的热处理大致分以下几种情况。

① 一般进行三段热处理：a) 先固溶处理，在空气中加热到 830℃，保温 20 min，淬火，使合金成分均匀化。b) 再回火，在空气中加热到 315℃，保温 60 min，消除固溶处理的应力。c) 最后稳定化处理，加热到 95℃，保温 48 h，使组织和尺寸趋于稳定。

② 对于形状复杂或尺寸稳定性要求高的产品，采用加热到 850~870℃，保温 30 min，以 40~50℃/h 的冷速冷却的退火工艺；或加热到 850~870℃，保温 30 min，空冷，再在 315℃回火的工艺。有时回火要交替进行多次。

③ 对于冷加工或机械加工的高精度零件，采用的热处理制度是：先进行消除应力回火，加热到 315~370℃，保温约 60 min 后空冷；再进行稳定化处理，加热到略高于使用温度，缓冷到稍低于使用温度，再缓慢加热到略高于使用温度，缓冷到室温。为了改善稳定性，在居里点附近的冷却要极其缓慢地进行。

④ 在特殊情况下，例如用于大地测量和计量的器具，除化学成分和冶炼方法要求严格之外，还要采取特殊的处理方法，如机械加工后，先进行消除应力退火，然后进行快速时效。快速加热至 150℃，保温 24 h，按每 24 h 降低 25℃的冷却速度冷至室温。

3) 低温用因瓦合金的热处理 在低温和超低温条件下使用的容器、管道及其他装置，除了要求低膨胀系数外，常常还希望有较高的强度和韧性。为此，在因瓦合金的基础上，添加一些铬、铜等元素。较重要的低温用因瓦合金有 Ni36Cr、Ni36Cu、Ni39 等。它们的成分见表 5.4-29。Ni36Cr 主要用于 20 K 以下的低温装置；Ni39 主要用于 200~300℃至 -269℃温度范围内使用的结构和管道。

表 5.4-29 几种低温因瓦合金的成分

牌号	化学成分（质量分数）/%						
	Ni	Mn	Si	C	Cu	Cr	Fe
Ni36Cr	36	0.45	0.3	0.05	0.25	0.5	余量
Ni36Cu	36	0.5	<0.5	<0.15	<0.5	—	余量
Ni39	39	0.4	0.25	0.05	—	—	余量

Ni36Cr 合金的热处理是，加热到 (840±10)℃，保温 15 min 后水冷；再加热到 315℃，保温 60 min 后空冷。Ni39 合金的热处理是，加热到 850~900℃，保温 15 min 后空冷。

Ni36Cr 合金在不同热处理状态下的低温膨胀性能见表 5.4-30。Ni36Cr 和 Ni39 合金经 950℃加热，5 min 保温和水冷处理后，低温下的力学性能见表 5.4-31。

表 5.4-30 Ni36Cr 合金的低温膨胀系数

状态及热处理制度	线胀系数 $\alpha/10^{-6}K^{-1}$									
	-269	-253	-248	-223	-196	-173	-123	-73	-23	27
63%冷变形	-0.4	-2.0	-2.3	-0.8	0.5	1.2	1.3	0.8	0.4	0.6
淬水	—	—	—	—	1.0	1.4	1.6	1.2	0.7	0.9
淬水+315℃，1 h 回火	—	—	—	—	1.0	1.5	1.9	1.4	0.9	1.1
950℃空冷	—	—	—	—	1.0	1.7	2.1	1.6	1.3	1.5
950℃炉冷	—	—	—	—	0.9	1.6	2.2	1.8	1.5	1.8
600℃，5 h 退火，冷到 100℃，保温 90 h	—	-1.5	-1.8	0.3	1.5	2.1	2.6	2.5	2.2	2.5

表 5.4-31 Ni36Cr 和 Ni39 合金的低温力学性能

牌 号	试验温度/℃	σ_b /MPa	$\sigma_{0.2}$ /MPa	δ/%	ψ/%	a_K /J·cm^{-2}
Ni36Cr	27	430	260	50	83	280
	-196	850	570	43	72	260
	-253	970	690	50	68	230
Ni39	27	480	340	—	—	240
	-196	890	620	—	—	230
	-253	1 030	650	—	—	180

2.2.2 超因瓦合金

(1) 超因瓦合金的成分和性能

由图 5.4-75 和表 5.4-32 可知，在 Ni36 合金中，镍含量约为 32%（质量分数），钴含量约为 4%（质量分数）（即 Ni32Co4 合金），膨胀系数 $\alpha_{20\sim100℃}$ 接近于零。与 Ni36 合金相比，Ni32Co4 合金的居里点与其相同，马氏体点 M_s 略高，但膨胀系数低得多。这个合金一般称为超因瓦合金，我国的牌号为 4J32。它在大气温度变化范围（-60~80℃）内，膨胀系数差不多只有 4J36 的一半。

4J32 合金的典型成分及膨胀系数见表 5.4-33。根据对试样膨胀系数的要求，规定用两种热处理工艺。

1) 在保护气氛或真空中加热到 850~900℃，保温 60 min，以小于 300℃/h 的冷速冷却至 200℃以下出炉，$\alpha_{室温\sim100℃} \leq 1.5\times10^{-6}/℃$。

2) 在保护气氛中加热到 850~900℃，保温 90 min 后淬火；然后加热到 300~320℃，保温 4 h，以小于 80℃/h 的冷速冷却至 80℃以下出炉，$\alpha_{室温\sim200℃} \leq 1.2\times10^{-6}/℃$。

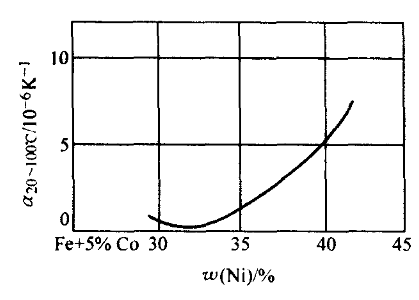


图 5.4-75 Ni31Co4 合金中镍含量对膨胀系数的影响

4J32 合金的膨胀曲线如图 5.4-76 所示。

(2) 超因瓦合金的热处理

4J32 合金的组织为单相奥氏体，加工性能与 4J36 合金相似，很容易变形，也不能用热处理强化。热处理工艺有以下几种。

1) 去应力退火，加热温度为 530～550℃。

2) 冷加工后恢复塑性的退火，加热温度为 830～880℃。

3) 尺寸稳定化处理：先在空气中加热到约 830℃，保温 20 min 以后水淬；再在还原性气氛或空气中（表面保护）加热到 315℃，保温 60 min 后空冷；最后在 95℃保温 48 h。

表 5.4-32 铁镍钴合金中不同镍、钴含量时的膨胀系数

合金成分（质量分数）/%	Co	0	3.5	4	4	4	5	5	6	6
	Ni	36.5	34	32.5	33	33.5	31.5	32.5	30.5	31.5
	Co + Ni	36.5	37.5	36.5	37	37.5	36.5	37.5	36.5	37.5
$\alpha_{20-100℃}/10^{-6}K^{-1}$		1.2	0.3	≈0	0.4	0.5	≈0	0.5	≈0	0.1

表 5.4-33 4J32 合金的化学成分和线胀系数

化学成分（质量分数）/%	C	P	S	Si	Mn	Ni	Co	Cu	Fe
	0.020	0.003	0.004	0.08	0.27	32.2	3.7	0.62	余量
线胀系数 $\alpha/10^{-6}K^{-1}$	20～－60℃	20～－20℃	20～0℃	16～100℃	16～200℃	16～300℃	16～400℃	16～500℃	16～600℃
	－0.92	－0.69	－0.74	0.86	2.01	4.88	7.70	9.61	10.80

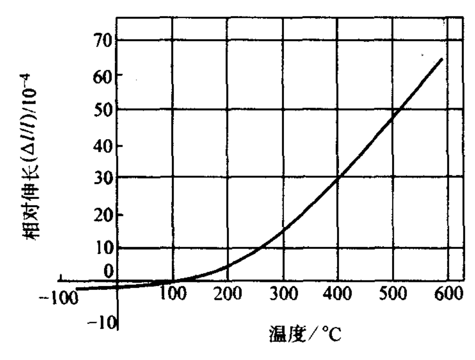


图 5.4-76 4J32 合金的膨胀曲线

热处理制度对膨胀系数影响很大。同 4J36 合金一样，4J32 合金在 850℃以上温度退火时，膨胀系数较大；冷却速度快时，膨胀系数减小。淬火、退火状态的膨胀系数见表 5.4-34。

表 5.4-34 4J32 合金退火和淬火状态下的热膨胀系数 α（×10⁻⁶/℃）

温度范围/℃ \ 热处理 \ 炉号	A 退火	A 淬火	B 退火	B 淬火	C 退火	C 淬火
室温～50	0.83	0.22	0.94	0.31	0.86	0.25
室温～100	1.09	0.43	1.19	0.47	1.04	0.41
室温～150	1.44	0.80	1.57	0.87	1.31	0.80
室温～200	2.07	1.44	2.01	1.47	1.78	1.25

注：退火、淬火加热温度均为 830℃。

2.2.3 其他因瓦合金

除了一般因瓦和超因瓦合金外，还有一些兼有某种特殊性能的低膨胀合金，例如不锈因瓦合金，高强高因瓦合金，非铁磁性因瓦合金，以及贵金属因瓦合金等。

(1) 不锈因瓦合金

1) 不锈因瓦合金的成分和性能　含（质量分数）约 54%Co、37%Fe、9%Cr 的合金，具有很高的耐蚀性能和极低的线胀系数（$\alpha_{20℃}=1.2\times10^{-6}/℃$），我国的牌号为 4J9。它的成分和膨胀系数见表 5.4-35，耐蚀性和膨胀曲线（与 4J36、4J32 对比）分别如表 5.4-36 和图 5.4-77 所示。

表 5.4-35 4J9 合金的化学成分和线胀系数

化学成分（质量分数）/%	C	P	S	Si	Mn	Co	Cr	Fe
	0.024	0.005	0.08	0.08	0.20	53.35	9.10	余量
线胀系数 $\alpha/10^{-6}K^{-1}$	21～－60℃	21～－20℃	21～0℃	21～100℃	21～200℃	21～300℃	21～400℃	21～500℃
	－0.61	－0.68	－0.67	0.42	5.54	8.86	11.04	12.94

表 5.4-36 4J9、4J32、4J36 合金的耐蚀性（比较）

牌号 \ 时间 \ 炉号	腐蚀失重 ΔP/10⁻⁴g·cm⁻² 10天	22天	42天
4J9	0.46	0.70	0.99
4J32	2.00	2.80	3.70
4J36	4.40	6.20	8.30

2) 不锈因瓦合金的热处理　4J9 合金的成分处于 γ 同 γ＋α 间的相界区，为了得到低膨胀的单一 γ 相状态，必须从高温淬火。这种合金的 M_s 点较高，铬低时约为－10℃；随铬含量增加而降低，在 w（Cr）为 9.5%时降到－80℃左右。为了避免淬火应力或变形引起 γ→α 转变，应进行去应力退火。

4J9 的热处理是，加热到 1 000℃，保温 1 h，然后以 50℃/h 的冷速冷却。

(2) 高强度因瓦合金

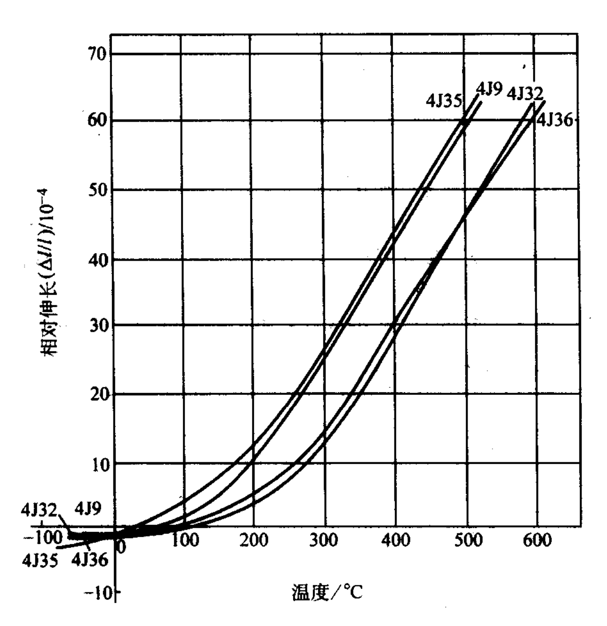


图 5.4-77 4J9、4J32、4J36、4J35 合金的膨胀曲线

1）高强度因瓦合金的成分和性能 含少量钛、接近超因瓦成分的铁镍钴合金，除膨胀系数小外，由于存在弥散硬化的作用，还具有较高的强度和硬度，同时可获得较高的加工表面质量。我国生产的 4J35 合金，其成分和膨胀系数见表 5.4-37。试样经规定的热处理（加热到 950℃，保温30 min 后水淬，再加热到 650℃，保温 4 h，回火空冷），其膨胀曲线如图 5.4-77 所示。在 -100～100℃温度范围内，合金具有较低的膨胀系数。

表 5.4-37 4J35 合金的化学成分及膨胀系数

化学成分（质量分数）/%	C	Si	Mn	Ni	Co	Ti	Fe
	≤0.05	≤0.50	0.20～0.40	34.0～35.0	5.0～6.0	2.2～2.8	余量
线胀系数 α /$10^{-6}K^{-1}$	-100～20℃	20～100℃	20～200℃	20～300℃	20～400℃	20～500℃	
	3.0	3.6	6.2	9.2	11.2	12.5	

2）高强度因瓦合金的热处理 常用工艺是：加热到 950℃，保温 30 min 后水淬，再加热到 650℃回火，保温 4 h，空冷。还可以进行其他热处理。4J35 合金经不同热处理后的力学性能见表 5.4-38。

表 5.4-38 4J35 合金经不同热处理后的力学性能

热处理制度	σ_b/MPa	$\sigma_{0.2}$/MPa	δ/%	ψ/%	HBS
950℃	620	380	40	—	163
950℃空冷	660	400	—	—	—
1 100℃加热，2 h 保温，以 100℃/h 冷至 750℃，再以 50℃/h 慢冷至 650℃，再以 20℃/h 缓冷至 550℃，再炉冷	1 150	1 100	8	10	320

2.3 铁磁性定膨胀合金的热处理

定膨胀合金通称可伐（Covar）合金，是指在一定温度范围内膨胀系数大致恒定的合金。其热膨胀系数 $\alpha_{20\sim400℃}$ = (4～11) × 10^{-6}/℃，主要用作在电真空技术中与玻璃、陶瓷等封接，构成电真空器件的材料，所以也常称为封接合金。对它的基本要求是，热胀系数与被封接材料相近，由封接温度（约 500～600℃）至室温，合金与玻璃热胀系数的差值不应大于 10%，此外，封接合金还应有良好的塑性、导电性、导热性以及加工性能。

软玻璃的软化点为 450℃左右，大体上平均热胀系数 $\alpha_{20\sim450℃}$ = (9～11) × 10^{-6}/℃。硬玻璃的软化点约为 550～600℃，平均热胀系数 $\alpha_{20\sim500℃}$ = 5 × 10^{-6}/℃。95% Al_2O_3（质量分数）陶瓷的平均热胀系数 $\alpha_{20\sim500℃}$ ≈ 7 × 10^{-6}/℃。电真空器件主要使用硬玻璃和陶瓷。

最重要的定膨胀合金有 Fe-Ni、Fe-Ni-Co、Fe-Ni-Cr、Fe-Ni-Cu、Fe-Cr、Fe-Mn、Ni-Cu、Ni-Mo 系合金，以及高熔点金属等。按照磁特性，定膨胀合金可分为铁磁性和非铁磁性（或无磁性）两大类。

铁磁性定膨胀合金在居里点（300～580℃）以下，线胀系数〔(4～12) × 10^{-6}/℃〕接近于无机电介质（玻璃、陶瓷、云母等），并保持有导电性、导热性、塑性等的良好配合。常用合金为铁镍、铁镍钴、铁镍铬、铁铬合金等。

2.3.1 铁镍定膨胀合金

镍含量 w(Ni)为 30%～70%的铁镍合金都具有因瓦反常现象。控制镍含量，可以获得在不同温度范围内具有各种低膨胀系数的合金。常用定膨胀铁镍合金镍含量 w(Ni)在 42%～58%之间，牌号有 4J42、4J43、4J45、4J50、4J52、4J54、4J58。它们的镍含量和膨胀系数见表 5.4-39。随镍含量增加居里点升高，定膨胀温度范围也逐渐增宽，但组织皆处于 γ 相状态。

表 5.4-39 铁镍定膨胀合金的成分、膨胀系数和应用

合金	主要化学成分（质量分数）/%		试样热处理制度	膨胀系数 α/$10^{-6}K^{-1}$			应用
	Ni	Fe		室温～50℃	室温～300℃	室温～400℃	
4J42	41.5～42.5	余量	在保护气氛或真空中，加热至 850～900℃，保温 1 h，以 ≤300℃/h 的速度冷至 400℃以下出炉	—	4.4～5.6	5.4～6.6	与软玻璃或陶瓷封接
4J43	42.5～43.5	余量		—	5.0～6.2	5.6～6.8	杜美丝心材
4J45	44.5～45.5	余量		—	6.5～7.7	6.5～7.7	与软玻璃或陶瓷封接
4J50	49.5～50.5	余量		—	8.8～10.0	8.8～10.0	与软玻璃或陶瓷封接
4J52	51.5～52.5	余量		—	9.8～11.0	9.8～11.0	与软玻璃或陶瓷封接
4J54	53.5～54.5	余量		—	10.2～11.4	10.2～11.4	与云母封接
4J58	57.5～58.5	余量		10.0～11.5	—	—	作基线尺和线纹尺

1）4J42、4J45、4J50、4J52、4J54 合金　前四种用于和相应的软玻璃或陶瓷进行匹配封接；4J54 主要用于和云母封接。它们的物理、力学性能见表 5.4-40。

这类合金带材使用时要受引伸成形，需先进行退火。规范是：加热到 750～850℃，保温（时间决定于规格、装炉量和炉型）。为了防止晶界氧化，退火应在真空或保护气氛中进行。

2）4J43 合金　主要用于制造复铜丝的芯材。复铜的铁镍合金丝一般称为杜美丝，广泛用作为软玻璃封接的灯泡、电子管等器件的引线。热处理工艺和膨胀系数见表 5.4-39。物理、力学性能见表 5.4-40 和表 5.4-41。

杜美丝的生产流程及热处理制度如图 5.4-78 所示。

表 5.4-40　几种铁镍定膨胀合金的物理、力学性能

合金牌号	剩磁 B_r[①] /T	矫顽力 H_c[①] /A·m^{-1}	热导率 λ /W·(cm·K)$^{-1}$	电阻率 ρ (20℃) /μΩ·m	弯曲点 /℃	弹性模量 E/GPa	棒材 σ_b /MPa	棒材 $\sigma_{0.2}$ /MPa	棒材 δ /%	棒材 ψ /%	带材 σ_b /MPa	带材 δ /%	带材 HV	带材 杯突值 /mm
4J42	0.99	28.8	0.146	0.61	360	150	450～650	—	≥30	65	580	29	137	9.6
4J45	0.80	76.0	0.146	0.49	420	161	450～650	—	≥30	—	—	—	—	—
4J50	1.03	10.4	0.167	0.44	470	161	540	200	34	—	550	37	136	10.2
4J52	0.77	89.6	0.167	0.44	500	161	450～650	—	≥30	65	—	—	—	—
4J54	0.64	64.8	0.188	0.35	520	160	550	210	38	—	—	—	—	—

① 磁场强度为 4 000 A/m 时。

表 5.4-41　4J43 合金的物理性能和力学强度

剩磁 B_r[①]/T	矫顽力 H_c[①]/A·m^{-1}	热导率 λ /W·(cm·K)$^{-1}$	电阻率 ρ (20℃) /μΩ·m	弯曲点 /℃	弹性模量 E/GPa	冷拔变形后的强度 σ_b/MPa 0%	30%	50%	70%
0.98	47.2	0.146 3	0.56	370	150	500	750	800	850

① 磁场强度为 4 000 A/m 时。

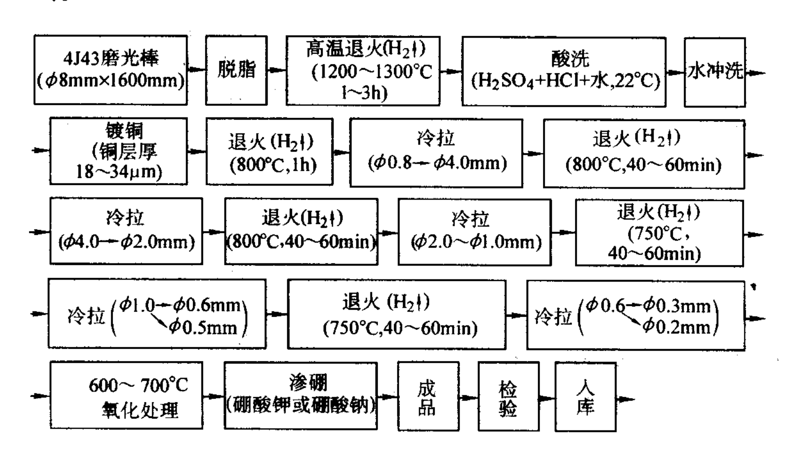


图 5.4-78　杜美丝的生产流程及热处理制度

3）4J58 合金　在 600℃以下线胀系数变化极小，在气温变化范围内与钢铁的线胀系数基本上相同，长期使用中有良好的尺寸稳定性，可制作基线尺和线纹尺。合金经表 5.4-39 中所给的热处理后，其物理、力学性能见表 5.4-42。

表 5.4-42　4J58 合金的物理、力学性能

剩磁 B_r[①]/T	矫顽力 H_c[①] /A·m^{-1}	热导率 λ /W·(cm·K)$^{-1}$	电阻率 ρ /Ω·mm	弯曲点 /℃	σ_b /MPa	$\sigma_{0.2}$ /MPa	δ/%
0.49	50.4	0.209	0.30	≈600	570	210	37

① 磁场强度为 4 000 A/m 时。

为了稳定尺寸，进行各种机械加工后，都要施行去应力回火或稳定化时效处理。4J58 合金线纹尺的生产流程及热处理制度如图 5.4-79 所示。

2.3.2　铁镍铬封接合金

在铁镍合金中加入铬，能使合金的居里点下降而膨胀系数增大。调节铬的加入量，可使其适于与某些软玻璃匹配。铬的氧化能力很强，能改善铁镍合金的氧化物结构，使之与基体金属的结合力增强，同时能被玻璃润湿，所以可提高合金的封接性能。

我国铁镍铬封接合金的牌号有 4J6、4J47、4J48 和 4J49。它们的成分和热胀系数见表 5.4-43。合金的成分处于 γ 相稳定区。目前应用较多的是 4J47 和 4J49。

合金的膨胀曲线如图 5.4-80 所示。它们的物理、力学性能见表 5.4-44。热处理有以下几种。

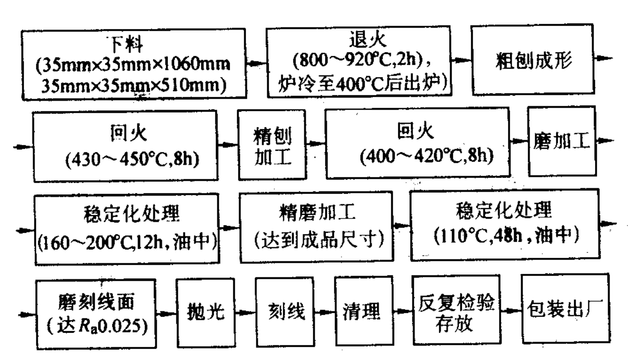


图 5.4-79 4J58 合金线纹尺的生产流程及热处理制度

1）软化退火 一般在真空或保护气氛中进行，加热温度为 800～900℃，保温 30～60 min，任意冷却。图 5.4-81 表明，4J49 合金在 700～900℃间进行再结晶退火时，塑性最好，强度降低，晶粒不明显长大。加热温度不可超过 1 000℃。

2）封接前退火 在湿氢（露点≥30℃）中加热至 950～1 050℃，保温 15～30 min，进一步使表面净化，降低表层中碳、硫、磷和气体的含量，保证封接时不出气泡。

3）氧化处理 合金封接时的最佳氧化规范是，在空气中于 700～750℃氧化 15 min。4J49 合金在 900～1 000℃湿氢中退火，或在 800℃空气中加热 15～20 min，均能获得良好的氧化效果。

表 5.4-43 铁镍铬封接合金的成分和膨胀系数

合金牌号	主要化学成分（质量分数）/%			试样热处理制度	线胀系数 $\alpha/10^{-6}K^{-1}$	
	Ni	Cr	Fe		室温～300℃	室温～400℃
4J6	41.5～42.5	5.5～6.3	余量	在保护气氛或真空中，加热到 850～900℃，保温 1 h，以≤300℃/h 的速度冷至 400℃以下，出炉	7.5～8.5	9.5～10.5
4J47	46.5～47.5	0.8～1.4	余量		7.8～8.8	8.2～8.7
4J48	46.0～48.0	3.0～4.0	余量		8.2～9.2	8.5～9.5
4J49	46.0～48.0	5.0～6.0	余量		8.4～9.4	9.2～10.2

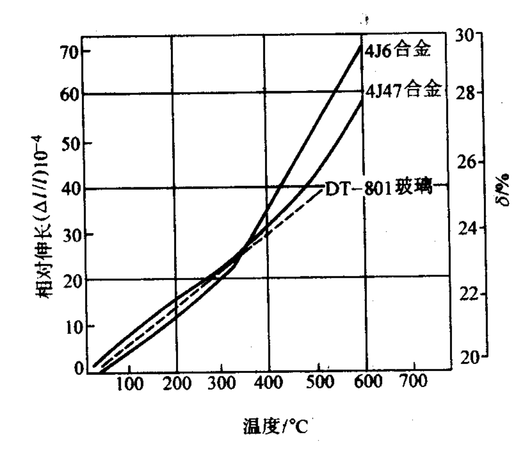


图 5.4-80 4J6、4J47 和 DT-801 玻璃的膨胀曲线

4J6 合金是出现最早、应用最广的铁镍铬软玻璃封接合金。因为铬含量较高，氧化处理必须在湿氢中而不是在空气中进行，以便生成更致密、与基体结合更牢固、同玻璃有很好的润湿性能的氧化膜，以获得良好的封接性能。

2.3.3 铁镍钴封接合金

铁镍钴合金比铁镍合金有较高的居里点，在改变镍含量的情况下，可以获得一系列膨胀系数低而且在较宽的温度范围内保持恒定的合金，适于与高介电性的耐热玻璃（膨胀系数为 3.7～5.5×10⁻⁶/℃，软化温度为 550～800℃）和一些陶瓷封接。这类铁磁性铁镍钴封接合金主要有玻璃封接合金 4J29，陶瓷封接合金 4J34、4J31、4J33，含铜封接合金 4J30，以及低钴封接合金 4J44、4J46 等。它们的成分和膨胀系数见表 5.4-45。

（1）4J29 玻璃封接合金

表 5.4-44 铁镍铬封接合金的物理、力学性能

合金牌号 \ 物理性能	剩磁 B_r①/T	矫顽力 H_c①/A·m⁻¹	电阻温度系数 $\alpha_R/10^{-4}K^{-1}$ 室温～300℃	电阻温度系数 室温～400℃	热导率 λ /W·(cm·K)⁻¹	电阻率 ρ /μΩ·m	弹性模量 E/GPa
4J6	0.64	22.4	—	—	0.032	0.92	150
4J47	0.97	29.6	28	26	0.048	0.55	145
4J48	0.76	18.4	11.5	10.0	0.040	0.80	178
4J49	0.69	25.6	8.0	7.0	0.043	0.90	163

合金牌号 \ 物理性能	σ_b/MPa 锻棒	σ_b/MPa 带材	$\sigma_{0.2}$/MPa 锻棒	δ/% 锻棒	δ/% 带材	HV 带材	杯突值/mm 1 mm厚带材
4J6	500	510	180	33	35	128	9.5
4J47	530	560	190	33	34	148	10.3
4J48	520	570	190	32	34	134	9.6
4J49	530	560	210	33	33	136	9.6

① 磁场强度为 4 000 A/mm 时。

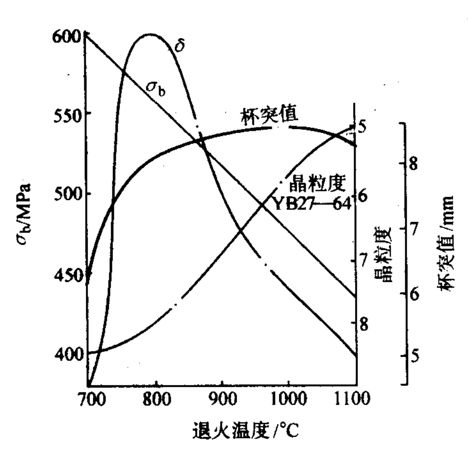


图 5.4-81　退火温度对 4J49 力学性能和晶粒度的影响

1) 4J29 合金的性能　4J29 合金即常指的可伐合金，在很宽的温度范围（-80～450℃）内膨胀曲线与许多高硅硼硬玻璃很吻合（见图 5.4-82），封接和加工性能良好，各国广泛用来制作高真空玻璃-金属气密封接器件。合金的物理、力学性能见表 5.4-46。

2) 4J29 合金的加工和热处理　4J29 合金的生产流程大体是：冶炼→浇注（1 530～1 550℃）→锻造（加热温度 1 150 ～1 180℃，终锻温度>900℃，锻后空冷）→热轧（加热温度 1 100～1 180℃）→冷成形（冷轧、冷拔）→中间退火→冷加工→成品热处理（退火）。

4J29 合金的热处理有三种。

① 冷成形中间热处理。目的是消除加工硬化，恢复塑性，便于继续加工。工艺制度是：加热至 750～900℃，保温 1～2 h（决定于坯件尺寸和重量），炉内介质为保护气氛、干氢（露点在 -40℃左右）、分解氨或真空，可炉冷或炉冷后空冷，但冷速一般不能大于 5℃/min。

表 5.4-45　铁镍钴封接合金的成分和膨胀系数

合金牌号	主要化学成分（质量分数）/%			试样热处理规范[①]	线胀系数 $\alpha/10^{-6}K^{-1}$			
	Ni	Co	Fe		室温～300℃	室温～400℃	室温～500℃	室温～600℃
4J29	28.5～29.5	16.8～17.8	余量	在保护气氛或真空中加热到 850 ～ 900℃，保温 1 h，以≤300℃/h 速度冷至 400℃以下出炉	4.7～5.5	4.6～5.2	5.9～6.4	—
4J34	28.5～29.5	19.5～20.5	余量		6.3～7.5	6.2～7.6	6.5～7.6	7.8～8.4
4J31	31.5～32.5	15.2～16.2	余量		6.2～7.2	6.0～7.2	6.4～7.8	7.8～8.5
4J33	32.5～34.0	13.6～14.8	余量		6.0～7.0	6.0～6.8	6.5～7.5	7.5～8.5
4J44	34.5～35.2	8.5～9.5	余量		4.3～5.1	4.6～5.2	6.4～6.9	—
4J46	39.0～41.0（Ni+Cu）	5.0～6.0	余量		5.5～6.5	5.6～6.6	7.0～8.0	≤9.5

① 热处理后，在 -70℃冷冻 30 min 以上，组织为单相奥氏体。

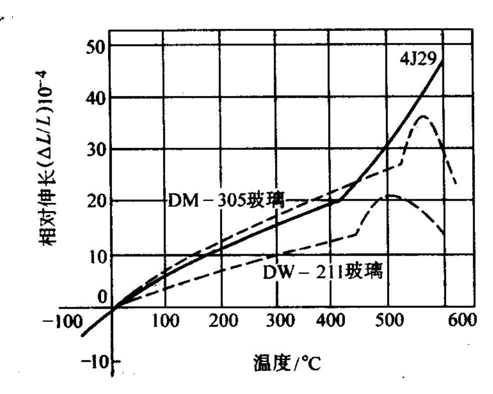


图 5.4-82　4J29 合金和两种玻璃的膨胀曲线

② 成形后最终热处理。4J29 合金的室温平衡组织为 $\alpha+\gamma$，成分接近于 γ 相区边界。在通常退火冷速下，因热滞很大，室温组织实际上为单相 γ，但冷却到 M_s 点（约 -80℃）以下时也生成马氏体。最终热处理一般为退火。目的是得到均匀的 γ 相组织，净化表面，去除表面气体，同时消除加工应力。热处理制度是：加热至 950～1 050℃，保温约 15 min，炉内气氛采用湿氢。

③ 封接前预氧化处理。为了与玻璃封接，必须先生成良好的氧化膜。氧化制度是：在空气中加热至 800℃，保温 15 min；或在 900℃保温 5 min。不能采用还原气氛。

3) 4J29 合金应用举例　图 5.4-83 所示为用 4J29 合金制造 Fu-23Z 电子管的生产流程及其热处理制度。

(2) 4J34、4J31、4J33 陶瓷封接合金

表 5.4-46　4J29 合金的物理、力学性能

剩磁 B_r[①]/T	矫顽力 H_c[①] /A·m^{-1}	电阻温度系数 $\alpha_R/10^{-4}K^{-1}$		热导率 λ /W·(cm·K)$^{-1}$	电阻率 ρ /μΩ·m	弹性模量 E /GPa
		室温～300℃	室温～500℃			
0.98	68.8	37	30	0.192	0.46	134

状态 \ 力学性能	σ_b/MPa	$\sigma_{0.2}$/MPa	δ/%	ψ/%	硬度 HV	硬度 HBS
锻材（退火）	530	340	26	65	178	<82
带材（退火）	560	—	31	—		
带材（冷变形）	800	750	5	—		<100

① 磁场强度为 4 000 A/m 时。

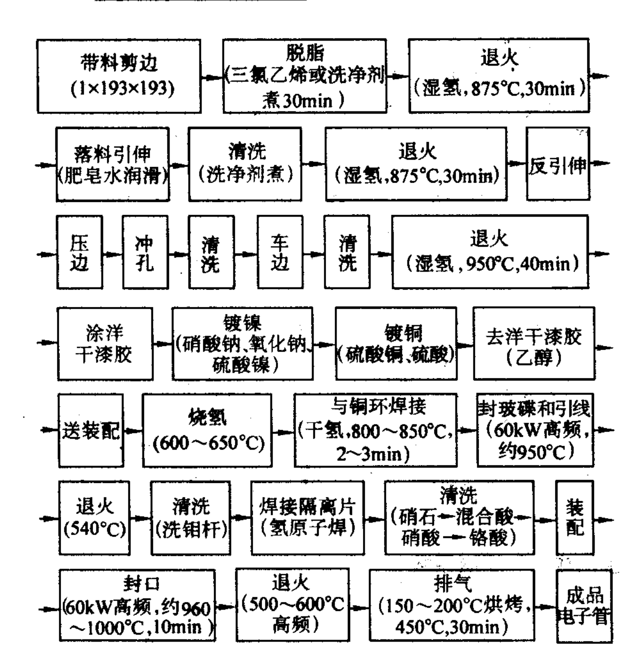


图 5.4-83　用 4J29 合金制造 Fu-23Z 电子管的生产流程和热处理制度

4J34、4J31、4J33 合金的成分和膨胀系数见表 5.4-45。它们的膨胀性能与 4J29 合金稍微不同，但其他性能大致一样。膨胀曲线在 - 60 ~ 600℃范围内与高氧化铝陶瓷［即含 95% Al_2O_3（质量分数）以上的陶瓷］很接近，如图 5.4-84 所示。陶瓷由于强度高，耐高温，介电性能好，介质损耗小，可获得精确尺寸，在超高频电真空工业中能取代玻璃，成为电子管电真空器件外壳的主要材料。

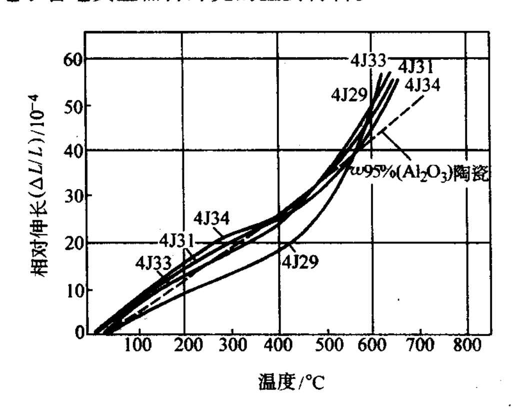


图 5.4-84　4J34、4J31、4J33 合金与高氧化铝陶瓷的膨胀曲线

4J34、4J31、4J33 合金的物理、力学性能见表 5.4-47。

表 5.4-47　4J34、4J31、4J33 合金的物理、力学性能

物理性能 / 合金	剩磁 B_r[①] /T	矫顽力 H_c[①]/A·m⁻¹	电阻温度系数 $\alpha_R/10^{-4}K^{-1}$ 室温～300℃	室温～400℃	室温～500℃	热导率 λ /W·(cm·K)⁻¹	电阻率 ρ /μΩ·m	弹性模量 E /GPa
4J34	0.91	88.0	—	—	—	—	0.41	160
4J31	0.92	89.6	39	36	32	—	0.42	171
4J33	1.06	63.2	39	36	32	0.042	0.44	180

力学性能 / 合金	σ_b/MPa 锻材	σ_b/MPa 带材	$\sigma_{0.2}$/MPa 锻棒	$\sigma_{0.2}$/MPa 带材	δ/% 锻棒	δ/% 带材	硬度 HV 锻棒	硬度 HV 带材
4J34	550	550	350	—	27	32	—	168
4J31	530	550	330	—	30	31	—	175
4J33	530	570	310	—	30	31	—	160

①　磁场强度为 4 000 A/mm 时。

这类合金的热处理与 4J29 合金类似。用这类合金采用高温金属敷镀法封接制造陶瓷管的生产流程和热处理制度见图 5.4-85。

（3）4J30 玻璃封接合金

4J30 合金是在 - 70 ~ 400℃范围内膨胀系数与钼相近的含铜的铁镍钴合金，用于与钨钼电真空玻璃封接，制造磁控管和调速管等。铜改善合金抗氧能力和封接性能。但因含量很少，其合金的性能和生产工艺与前述铁镍钴合金相同。它的成分和膨胀系数见表 5.4-48，膨胀曲线如图 5.4-86 所示，物理、力学性能见表 5.4-49。

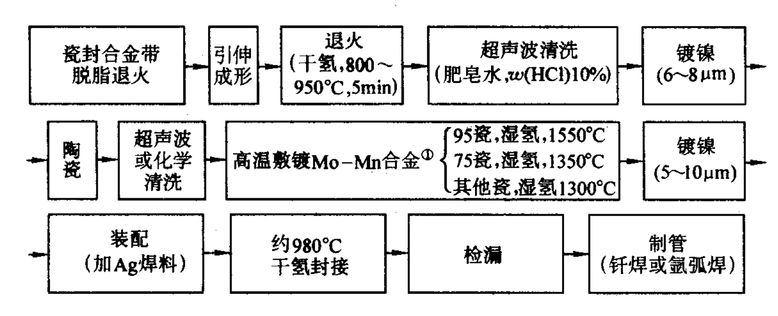


图 5.4-85　4J34、4J31、4J33 合金由高温金属敷镀法封接制造陶瓷管的生产流程与热处理制度

① Mo - Mn 合金的主要成分（质量分数）含 65% Mo、17.5% Mn、7.5% Al_2O_3

表 5.4-48　4J30 合金的成分和膨胀系数

化学成分（质量分数）/%	C	P	S	Mn	Si	Ni	Co	Cu	Fe
	0.01	0.003	0.013	0.20	0.09	31.1	13.9	0.28	余量
线胀系数 $\alpha/10^{-6}K^{-1}$	19～50℃	19～100℃	19～150℃	19～200℃	19～250℃	19～300℃	19～400℃	19～500℃	19～600℃
	4.19	4.52	4.29	4.08	3.78	3.68	4.06	6.11	7.86

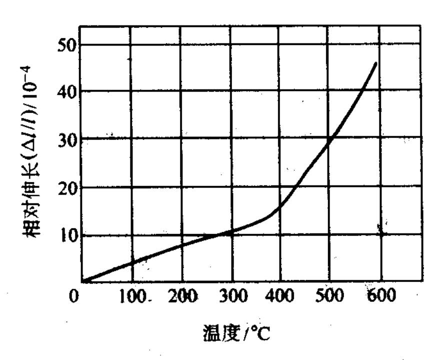


图 5.4-86　4J30 合金的膨胀曲线

4J30 合金的热处理工艺与 4J29 合金相同。

（4）4J44、4J46 封接合金

为了节约钴，我国创造了两种低钴封接合金。4J44 为硬玻璃封接合金，4J46 为陶瓷封接合金。它们的成分和膨胀系数见表 5.4-45。

4J44 合金经 900℃、1 h 的退火后，物理、力学性能见表 5.4-50。经 70%冷变形后，在不同温度下退火 30 min（炉冷）后的晶粒度见表 5.4-51。

4J46 合金的再结晶全图、再结晶温度与冷变形度的关系，见图 5.4-87 和图 5.4-88 所示。

2.3.4　铁铬膨胀合金

（1）铁铬膨胀合金的成分与牌号

表 5.4-49　4J30 合金的物理、力学性能

剩磁 B_r① /T	矫顽力 H_c① /A·m⁻¹	电阻温度系数 $\alpha_R/10^{-4}K^{-1}$ 室温～200℃	室温～300℃	室温～400℃	室温～500℃	热导率 λ /W·(cm·K)⁻¹	电阻率 ρ /μΩ·m	弹性模量 E /MPa	弯曲点 /℃
0.92	85.6	33	30	26	22	5.815	0.52	137	370
σ_b/MPa		$\sigma_{0.2}$/MPa		δ/%		HV		杯突值/mm	
锻棒	带材	锻棒	带材	锻棒	带材	锻棒	带材	锻棒	带材
520	570	360	—	25	28	—	162	—	9.4

① 磁场强度为 4 000 A/m 时。

表 5.4-50　4J44 合金的物理、力学性能

热导率 λ /W·(cm·K)⁻¹	电阻率 ρ /μΩ·m	弹性模量 E/GPa	σ_b /MPa
0.196	0.55	131.5	535
δ/%	ψ/%	杯突值/mm	HV
31.3	87.6	9.27	151.5

表 5.4-51　4J44 合金退火后的晶粒度

退火温度/℃	800	850	900	1 000	1 050	1 100
晶粒级别	≤8	≤8	≤8	7～8	5～6	3.5～4

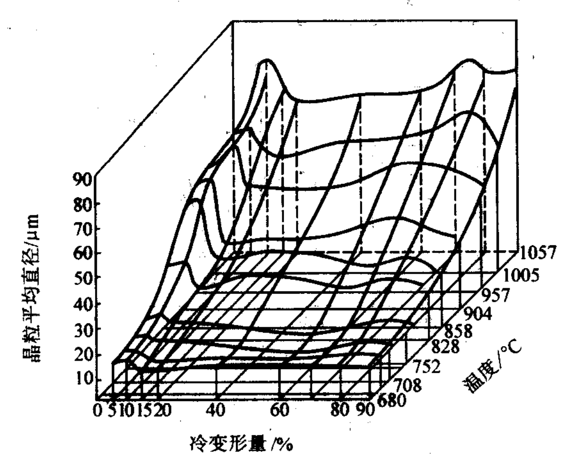


图 5.4-87　4J46 合金的再结晶全图

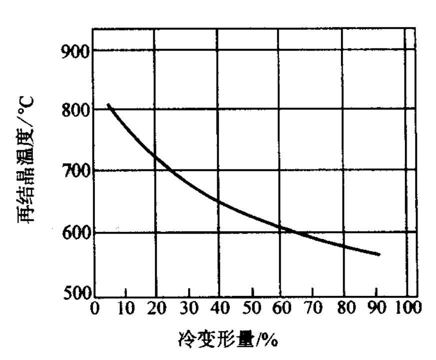


图 5.4-88　4J46 合金的再结晶温度与变形度的关系

铁铬合金的热胀系数与软玻璃相近，是耐蚀的封接合金。目前应用的合金含 w(Cr)17%和 28%，牌号为 4J18 和 4J28。它们的膨胀系数极小（见图 5.4-89）。组织为铁素体，含铬低时易出现奥氏体，所以 4J18 中加入少量 Ti、Al、Nb、Mo、V，以稳定组织（抑制奥氏体的出现）；同时细化晶粒，提高抗氧化和耐晶间腐蚀的能力。

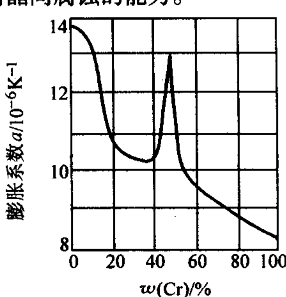


图 5.4-89　铁铬合金的膨胀系数与铬含量的关系

4J18 和 4J28 合金的成分和膨胀系数见表 5.4-52。膨胀曲线如图 5.4-90 所示。

表 5.4-52 4J18、4J28 合金的成分和膨胀系数

合金牌号	化学成分（质量分数）/%		试样热处理制度	线胀系数 $\alpha/10^{-6}K^{-1}$			
	Cr	Fe		室温～300℃	室温～400℃	室温～500℃	室温～600℃
4J18	18.08	余量	在保护气氛或真空中加热到 800～850℃，保温 1 h，以≤300℃/h 的速度冷至 400℃以下出炉	10.29	10.70	11.10	11.35
4J28	27～29	余量		10.22	10.54	10.76	10.99

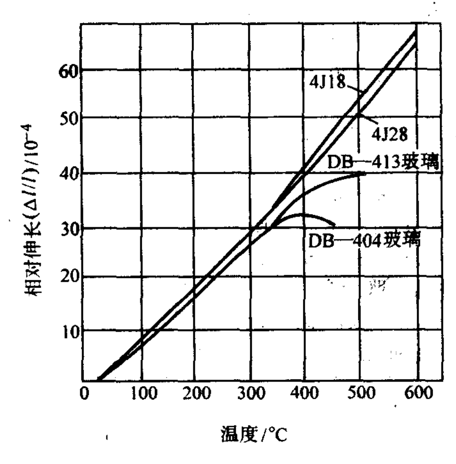


图 5.4-90 4J18、4J28 合金和软玻璃的热膨胀曲线

(2) 铁铬膨胀合金的热加工和热处理

1) 热加工 铁铬合金的塑性不如铁镍合金。热加工加热温度为 1 050～1 150℃，应充分保温。终加工温度约为 800℃。

2) 软化退火 铁铬合金在 400～540℃长时间保温时，会变硬变脆，即产生所谓“475℃”脆性。热加工和热处理时，要避免在这一温度区间保温或慢冷。为了提高塑性，改善冷加工性能，热加工后的坯料加热至 800℃，经适当的保温后，采取淬火处理。冷加工之间的软化退火，亦应采取加热至 800℃，保温约 0.5 h，淬火或其他快冷处理。

3) 预氧化处理 封接前的预氧化处理，一般在湿氢中进行。加热温度为 950～1 150℃，生成以 Cr_2O_3 为主体的氧化物薄层（暗绿色），以利于与玻璃封接。

4J18、4J28 合金的物理、力学性能见表 5.4-53，在不同温度下的力学性能如图 5.4-91 所示。

表 5.4-53 4J18、4J28 合金的物理、力学性能

合金 \ 物理性能	剩磁 B_r① /T	矫顽力 H_c① /A·m⁻¹	电阻温度系数 $\alpha_R/10^{-4}K^{-1}$ 室温～300℃	室温～400℃	室温～500℃	热导率 λ /W·(cm·K)⁻¹	电阻率 ρ /μΩ·m	弹性模量 E /GPa
4J18	0.720	117.6	20	21	18	0.230	0.56	220
4J28	0.745	195.2	15	14	13	0.167	0.66	200

合金 \ 力学性能	σ_b/MPa 锻棒	σ_b/MPa 带材	$\sigma_{0.2}$/MPa 锻棒	$\sigma_{0.2}$/MPa 带材	δ/% 锻棒	δ/% 带材	硬度 HV（带材）	杯突值 /mm
4J18	470	480	310	340	24	—	172	—
4J28	620	640	450	—	13	26	231	7.7

① 磁场强度为 4 000 A/m 时。

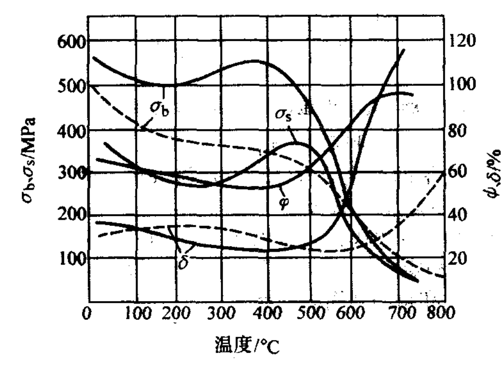


图 5.4-91 4J18、4J28 合金在不同温度下的力学性能
（虚线为 4J18；实线为 4J28）

2.4 无磁性定膨胀合金的热处理

不少无线电元件，例如电子束聚集和在强磁场下工作的电子器件，要求封接材料具有小膨胀系数的同时，还应有良好的抗磁、导电、导热及其他性能。为了适应这种需求，开发了一类无磁性的膨胀合金。这类合金在 -80～900℃范围内热胀系数为 $(6～14)\times10^{-6}/℃$；有时还要求耐热，弹性高，强度高，塑性好。最主要的非磁性合金有铬基、镍基、锆基、钛基、铜基、锰基合金和难熔金属等。

2.4.1 铬基合金

铬和铬基合金（加入少量 Co、Fe、Mn、Re、Ru、Rh、Os、Pd、Pt、Ta 或 La 等）具有很小甚至负值的热胀系数，如图 5.4-92 所示。合金元素的作用，在于扩大其磁性转变（由顺磁态过渡为铁磁态）体积效应的温度范围。

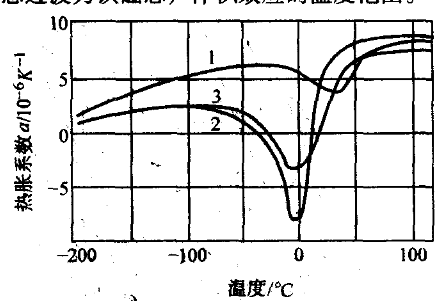


图 5.4-92 铬和铬基合金（成分为质量分数）的热胀系数与温度的关系
1—Cr；2—Cr-6.6%Fe-0.5%Mn；
3—Cr-5%Fe-0.5%Mn（无磁因瓦）

铬及铬基膨胀合金均为 α 单相组织，极易发生加工硬化。锻、轧和冷变形后进行 600～700℃温度的去应力退火。软化退火一般在氢气或氩气中进行，加热温度为 1 100～1 200℃。

2.4.2 镍基合金

以 Mo、W、Cr、Mn、Cu 等为合金元素的镍基合金具有中等膨胀系数〔(10～15)×10^{-6}/℃〕，磁导率 $\mu<1.256\times10^{-6}$H/m，是目前较适于与陶瓷封接的无磁性膨胀合金。主要有 Ni75Mo、Ni80MoW、Ni80MoWCr3、Ni76CrWMn 等。它们的成分和膨胀系数见表 5.4-54。

镍基合金可以冷热变形。热变形在真空或氢气中加热。冷变形之间的中间软化热处理制度是：在真空或氢气中加热至 1 050～1 100℃，保温 20～40 min，水冷（小于 1 mm 厚的带材或 ϕ0.7 mm 的丝材）。对于尺寸更小的材料，中间热处理和最终热处理都在真空或氢气中进行，应尽量快冷，冷速不低于 20℃/min。

表 5.4-54　镍基无磁性膨胀合金的成分和膨胀系数

合　金①	化学成分（质量分数）/%				线胀系数 $\alpha/10^{-6}K^{-1}$			
	Mo	W	Cr	Ni	20～300℃	20～500℃	20～700℃	20～800℃
Ni75Mo（75HM）	24.5～26.0	—	—	余量	11.5	12.0	12.2	12.3
Ni80MoW（80HMB）	9.5～11.0	10.5～11.5	—	余量	12.0	12.6	13.4	13.8
Ni80MoWCr3（80HMBX3）	9.5～11.0	10.5～11.5	3.0～4.0	余量	11.7	12.3	13.3	13.5
Ni76CrWMn（76HXBГ）	—	4.5～5.0	13.6～14.6	余量	14.3	14.9	16.0	16.4

① 括号内为俄罗斯牌号。

镍基合金的韧性较高，特别是在软化处理状态，所以机械加工有一定困难。Ni75Mo、Ni80MoW、Ni80MoWCr3 合金器件最好采用冲压生产。为了改善切削加工性能，对于 Ni75Mo 合金可以采用双重热处理工艺：在 1 050～1 100℃退火或淬火，然后在 650～700℃回火 2 h。

Ni80MoW、Ni80MoWCr3 合金的组织为单相 γ 固溶体。Ni75Mo 合金经 900～1 200℃加热、水淬后的组织亦为单相 γ 固溶体，但在 650～850℃间回火后，γ 固溶体发生部分有序化，形成 Ni_4Mo 相，硬度升高，电阻降低。

1）Ni75Mo、Ni80MoV、Ni80MoWCr3 合金　Ni75Mo 和 Ni80MoW 合金能与高氧化铝陶瓷真空密封，且封接牢固。Ni80MoW 和 Ni80MoWCr3 合金能与许多软玻璃封接。铬改善氧化膜的成分，有利于金属与玻璃间的结合。

Ni80MoW 的氧化膜的基本组成是 NiO。Ni80MoWCr3 在 700～750℃氧化后，表面生成 NiO、$NiCr_2O_4$ 和 Cr_2O_3 的混合物。在空气介质中形成的氧化物非常不均匀，为了封接牢靠，在与玻璃封接之前，器件直接在湿氢中退火并氧化。

镍基合金的磁化率很低，与顺磁性金属铬、钛相近。软化热处理后的物理性能、耐蚀性能见表 5.4-55。冷变形和热处理后的力学性能见表 5.4-56。

表 5.4-55　镍基无磁性膨胀合金的物理性能和耐蚀性

合　金	弹性模量 E /MPa	电阻率 ρ /Ω·mm	磁化率 χ /10^{11}	在 w(NaCl)3%溶液中 2 400 h 的耐蚀性/g·(m²·h)⁻¹
Ni75Mo	235	1.29	3.1	0.001 6
Ni80MoW	229	0.89	7.9	0.001 1
Ni80MoWCr3	—	1.14	4.7	—

表 5.4-56　镍基无磁性膨胀合金的力学性能

合　金	热处理制度	σ_b/MPa	$\sigma_{0.2}$/MPa	δ/%
Ni75Mo	塑性变形	2 180	2 120	1
	在氢气中退火，1 050℃，40 min	1 070	530	40
	在氢气中退火，1 100℃，40 min	1 020	460	42
Ni80MoW	塑性变形	1 760	1 660	2
	在氢气中退火，1 450℃，40 min	830	350	32

续表 5.4-56

合　金	热处理制度	σ_b/MPa	$\sigma_{0.2}$/MPa	δ/%
Ni80MoW	在氢气中退火，1 100℃，30 min	740	400	35
	在真空中退火，1 000℃，1 h	900	420	40
Ni80MoWCr3	在氢气中退火，1 050℃，40 min	880	440	50

2）Ni76CrWMn 合金　Ni76CrWMn 合金是工作温度可达 1 000℃ 的耐热膨胀合金。一次加热即能在表面生成致密的保护性氧化膜，随后即使多次加热，厚度不再明显增大，可用来制作测量热胀系数的标样。经过均匀化处理（加热到 1 100℃，保温 48 h），中间热处理［在真空或氩气中加热到 (1 100±20)℃，保温 2 h，以 50℃/h 的冷速冷至 300℃］和最终热处理［在真空或氩气中加热至 (1 050±20)℃，保温 30 min，以小于 50℃/h 的冷速冷至 300℃］后，合金的线膨胀系数可保持稳定不变。

Ni76CrWMn 合金的成分见表 5.4-54，它退火后（退火制度为：在真空中加热至 1 050℃，保温 30 min，以 50℃/h 的冷速冷至 200℃）经 1 次和 16 次加热后的膨胀系数详见表 5.4-57，其线胀系数的重复性较好。

表 5.4-57　Ni76CrWMn 合金经多次加热后的线胀系数

加热次数	线胀系数 $\alpha/10^{-6}K^{-1}$							
	20～100℃	20～200℃	20～300℃	20～400℃	20～500℃	20～600℃	20～700℃	20～800℃
1	13.4	13.8	14.3	14.6	14.9	15.5	16.0	16.4
16	13.5	13.8	14.2	14.6	14.9	15.9	15.9	16.4

2.4.3 锆基合金

加钛的锆基合金是无磁性的耐蚀合金，具有中等热膨胀系数（6×10^{-6}/℃），其值在 −70～(750～770)℃温度范围内基本不变，可用于与高氧化铝陶瓷的真空封接，以及抗磁、耐海水腐蚀的小型电子器件。最主要的合金有 Zr93Ti（俄罗斯牌号为 93ЦТ），它的成分和热胀系数见表 5.4-58，热膨胀曲线如图 5.4-93 所示。

合金在 750～770℃以下为单相密排六方 α 固溶体，在 830～850℃以上为体心立方高温 β 固溶体。相变时体积发生明显的变化，但不降低金属陶瓷接点的真空或氩气中的封接质量。

表 5.4-58 Zr93Ti[①] 合金的成分和膨胀系数

成分（质量分数）/%		线胀系数 $\alpha/10^{-6}K^{-1}$						
Zr	Ti	20～100℃	20～200℃	20～300℃	20～500℃	20～700℃	20～800℃	20～900℃
92～94	6～8	5.6	6.4	6.8	7.0	7.1	6.3	6.6

① 俄罗斯牌号为93ЦТ。

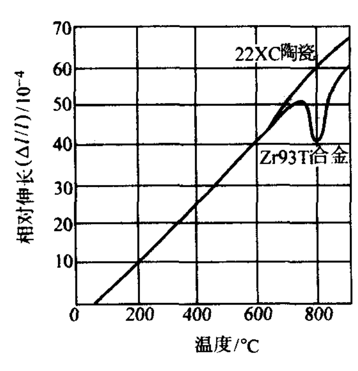


图 5.4-93 Zr93Ti 合金和 22XC 陶瓷（俄罗斯牌号）的热胀曲线

合金在 α 相状态退火，即在真空中加热到 700℃，保温，以 10℃/min 的冷速冷却，所得物理、力学性能见表 5.4-59。

合金可以冷、热成形为线材、棒材和带材。冷成形前应退火。退火和热变形加热温度为 700℃以上，并应在氩气、氦气或真空中进行。合金与氧的反应能力很强，特别是在较高的温度（500～700）℃条件下。氧的渗入会使合金的电阻增大，塑性降低，甚至导致脆性。

表 5.4-59 Zr93Ti 合金的物理、力学性能

物理性能	密度 ρ /g·cm⁻³	电阻率 ρ /μΩ·m	磁化率 χ /10¹¹	弹性模量 E/GPa
	6.5	0.63	2.2	96
力学性能	σ_b /MPa	$\sigma_{0.2}$ /MPa	δ (%)	HRB
	400	280	23	67～70

2.4.4 钛基合金

以钒和钼为合金元的钛基合金，从室温直到熔点都是具有体心立方结构的单相 β 固溶体，没有磁性，导热性不好，密度不大，但在真空中有很好的密封性能。

Ti72V、Ti75Mo（俄罗斯牌号为 72TФ、75TM）合金的热膨胀系数为（8～10）$\times 10^{-6}$/℃，同铂、铂族软玻璃和某些陶瓷相近，能与它们严密封接，封接强度很高。合金先在真空中加热至 700～800℃进行预退火，然后在氩气中加热至 950～1 100℃进行封接。

Ti72V 和 Ti75Mo 合金的成分和线胀系数见表 5.4-60，膨胀曲线如图 5.4-94 所示，物理、力学性能见表 5.4-61。

表 5.4-60 Ti72V、Ti75Mo 合金的化学成分和膨胀系数

合金[①]	化学成分（质量分数）/%			线膨胀系数 $\alpha/10^{-5}K^{-1}$						
	V	Mo	Ti	20～200℃	20～300℃	20～400℃	20～500℃	20～600℃	20～700℃	20～800℃
Ti72V（75TФ）	28	—	余量	9.2	9.4	9.6	9.7	9.7	9.9	10.2
Ti75Mo（75TM）	—	25	余量	8.1	8.3	8.4	8.5	8.5	8.7	9.0

① 括号内为俄罗斯牌号。

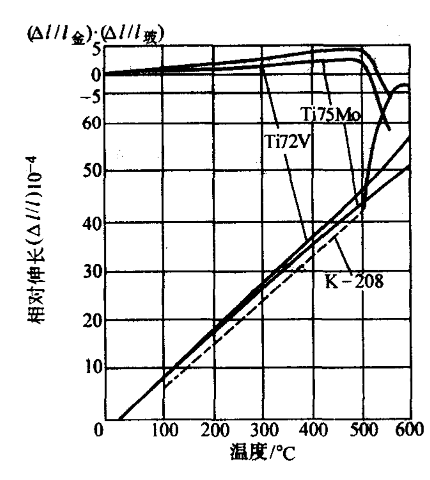


图 5.4-94 Ti72V 和 Ti75Mo 合金和 K-208 玻璃（俄罗斯牌号）的膨胀曲线

合金可冷、热变形，并可生产出棒材、板材、丝材和带材。

2.4.5 铜基合金

无磁性的铜基合金系高膨胀合金，膨胀系数为（17～20）$\times 10^{-6}$/℃，强度较高，牌号有 Cu56MnNiCr（俄罗斯牌号为 56ДГНХ）等，可用于与合适的高线膨胀轻合金匹配。

表 5.4-61 Ti72V、Ti75Mo 合金的物理、力学性能

合金	密度 ρ /g·cm⁻³	热导率 λ /W·(cm·K)⁻¹	电阻率 ρ /Ω·mm	
Ti72V	4.9	0.022	1.2	
Ti75Mo	5.3	0.022	1.25	
合金	磁化率 χ /10¹¹	弹性模量 E /GPa	σ_b /MPa	σ /%
Ti72V	8.2	97	1 070	10
Ti75Mo	5.6	92	880	17

Cu56MnNiCr 合金的退火制度是：加热到 750℃，保温 30 min，在空气中冷却。得的组织为 γ 固溶体。强化热处理制度是：加热到 425℃，保温。由于沿晶界析出强化相，合金的强度提高。强度与保温时间的关系如图 5.4-95 所示。经上述热处理后的力学性能见表 5.4-62，热物理性能见表 5.4-63。合金的耐蚀性能较好。

Cu56MnNiCr 合金经 750℃、30 min、空冷退火后，在工作温度范围（20～200℃）内膨胀系数为（17～20）$\times 10^{-6}$/℃，基本上不受强化程度的影响。

锻造棒材要经 750℃空冷退火，成品应经强化处理：冷炉装料，加热至 425℃，保温 2 h，空冷。保温时间过长会导致脆化。

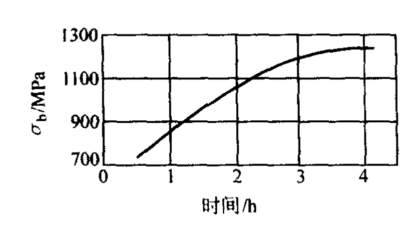


图 5.4-95　Cu56MnNiCr 合金的强度与退火后在 425℃下保温时间的关系

表 5.4-62　Cu56MnNiCr 合金的力学性能

热处理	σ_b /MPa	$\sigma_{0.2}$ /MPa	δ /%	a_K /J·cm^{-2}	E /GPa
退火：750℃加热，30 min 保温，空气中冷却	690	360	46	—	—
强化退火：425℃加热，2 h 保温，空气中冷却	1 050	850	10	0.5	150

合金的成形性能很好，可生产出带材和丝材；切削性能良好。

2.5　高膨胀合金的热处理

高膨胀合金是指在一定温度范围内具有较高热胀系数的合金，其膨胀系数 $\alpha_{20-400℃} \geq 12\times10^{-6}$/℃。主要用作热双金属的主动层和控温敏感元件。

热双金属为由热胀系数不同的两层或多层金属全面焊接而成的复合材料。其中高膨胀合金为主动层，被动层为低膨胀合金。有时在主动层和被动层之间还配置一高导热、导电性的中间层。作为热敏感材料，热双金属应该热灵敏度高和使用温度范围广。灵敏度反映温度变化时热双金属弯曲或偏转的大小，用比弯曲 K（℃$^{-1}$）表示，主要决定于主动层和被动层间线胀系数的差值。通常希望主动层的热膨胀系数大。使用温度范围即为主动层和被动层膨胀系数差保持近似恒定的温度范围，一般要求被动层合金热胀系数弯曲点的温度高。

表 5.4-63　Cu56MnNiCr 合金的热物理性能

性能 \ 温度 /℃	25	10	200	300
热扩散系数 $a/10^5$ m^2·s^{-1}	0.337	0.373	0.426	0.489
热导率 λ /W·(cm·K)$^{-1}$	0.489 1	0.543 4	0.647 9	0.752 4
比热容 c_p /kJ·(kg·K)$^{-1}$	1.753	1.836	1.920	1.920
性能 \ 温度 /℃	**400**	**500**	**600**	**700**
热扩散系数 $a/10^5$ m^2·s^{-1}	0.570	0.646	0.638	0.686
热导率 λ /W·(cm·K)$^{-1}$	0.944 7	—	1.120	1.258
比热容 c_p /kJ·(kg·K)$^{-1}$	2.044	—	2.170	2.296

2.5.1　热双金属的组成和性能

热双金属主动层主要采用：① w（Ni）18%～27%的铁镍合金，其中还常补充加入 Cr、Mn、Mo 或 Cu 等合金元素，线胀系数为（18～22）$\times10^{-6}$/℃。②锰基合金，线胀系数为（25～30）$\times10^{-6}$/℃。③黄铜，线胀系数为（18～20）$\times10^{-6}$/℃，但电阻率低。

被动层合金通常为因瓦合金 Ni36 和线胀系数为（4.5～9.5）$\times10^{-6}$/℃的 w（Ni）为 42%～50%的铁镍合金。要求低电阻率的热双金属的中间层为铜或镍。

主动层和被动层合金以及中间层金属的成分和性能见表 5.4-64。

由主动层和被动层合金组成的常用热双金属及其性能见表 5.4-65。

表 5.4-64　热双金属的组合层合金的成分和性能

合金牌号	化学成分（质量分数）/%						物理性能			
	Ni	Cr	Fe	Cu	Mn	其他元素	线胀系数 α（20～200℃）/10^{-6}K^{-1}	电阻率 ρ（20℃）/μΩ·m	热导率 λ（20～200℃）/W·(m·K)$^{-1}$	弹性模量 E（20℃）/GPa
主动层										
Ni19Cr11（4J19）[①]	18～20	10～12	余量	—	0.3～0.6	—	17	0.80	4.391	195
Ni20Mn6（4J20）[①]	19～21	—	余量	—	5.5～6.5	—	19	0.78	4.510	175
3Ni24Cr2（4J24）[①]	22～25	2～3	余量	—	0.3～0.6	—	18.5	0.83	4.154	190
Ni29Cr8Ti2Al（28HXTЮ）[②]	28～30	8～9	余量	—	0.3～0.6	2.2～2.6Ti 0.4～0.8Al	16	0.93	3.916	195
Cu62Zn38（H62）[①]	—	—	<0.15	60.5～63.5	—	余量 Zn	20.5	0.07	30.86	110
Cu90Zn10（H90）[①]	—	—	<0.10	88.0～91.0	—	余量 Zn	18.5	0.04	47.47	105
Mn75Ni15Cu10（4J15）[①]	14～16	—	<0.8	9.5～11.0	余量	—	29	1.72	24.92	125
Mn70Ni25Cr5（70ГHX）[②]	24.3～25.7	4.5～5.2	<0.8	—	余量	-	25	1.60	—	135

续表 5.4-64

合金牌号	化学成分（质量分数）/%						物理性能			
	Ni	Cr	Fe	Cu	Mn	其他元素	线胀系数 α（20～200℃）$/10^{-6}K^{-1}$	电阻率 ρ（20℃）/μΩ·m）	热导率 λ（20～200℃）$/W·(m·K)^{-1}$	弹性模量 E（20℃）/GPa
中　间　层										
Cu	—	—	<0.005	≥99.9	—	≤0.005Zn	17.5	0.017 8	109.42	115
Ni	≥99.3	—	<0.15	<0.15	—	—	13.5	0.085	16.85	210
被　动　层										
Ni34	33.5 ～ 35.0	—	余量	—	<0.6	—	2.6	0.86	4.629	—
Ni36（4J36）①	35～37	—	余量	—	<0.6	—	1.0	0.79	4.629	150
Ni42（4J42）①	41～43	—	余量	—	<0.6	—	4.8	0.60	4.747	155
Ni50（4J50）①	49～50.5	—	余量	—	<0.6	—	9.8	0.43	5.815	163
Ni46（46H）②	45～47	—	余量	—	0.3～0.6	—	7.5	0.46	5.222	160
Ni45Cr6（45HX）②	44～46	5.0～6.5	余量	—	0.3～0.6	—	8	0.90	4.272	175
Ni45Ti2Al（45HTIO）②	44.4 ～ 46.5	—	余量	—	0.3～0.6	2.2～2.6Ti 0.4～0.8Al	5.2	0.93	4.510	165
Ni30Co17（30HK）②	29～30	—	余量	—	<0.4	16.5～17.5Co	5.5	0.50	4.747	150

① 括号内为我国牌号。
② 括号内为俄罗斯牌号。

表 5.4-65　我国主要热双金属和其主要性能

牌　号	组合层合金			比弯曲 K（室温～150℃）$/10^{-6}K^{-1}$	电阻率 ρ（20±5℃/μΩ·m）	弹性模量 E /GPa ≥	线性温度范围 /℃	允许使用温度范围/℃
	主动层	被动层	中间层					
5J11	Mn75Ni15Cu10	Ni36	-	18.0～22.0	1.08～1.18	130	-20～200	-70～250
5J14	Mn75Ni15Cu10	Ni45Cr6	—	14.0～16.5	1.19～1.30	140	-20～200	-70～250
5J16	Ni20Mn6	Ni36	—	13.8～16.0	0.77～0.82	160	-20～180	-70～450
5J17	Cu62Zn38	Ni36	—	13.4～15.2	0.14～0.19	110	-20～180	-70～250
5J18	3Ni24Cr2	Ni36	—	13.2～15.5	0.77～0.84	160	-20～180	-70～450
5J19	Ni20Mn7	Ni34	—	13.0～15.0	0.76～0.84	160	-50～100	-80～450
5J20	Cu90Zn10	Ni36	—	12.0～15.0	0.09～0.14	120	-20～180	-70～180
5J23	Ni19Cr11	Ni42	—	9.5～11.7	0.67～0.73	170	0～300	-70～450
5J24	Ni	Ni36	—	8.5～11.0	0.14～0.19	170	-20～180	-70～430
5J25	3Ni24Cr2	Ni50	—	6.6～8.4	0.54～0.59	170	0～400	-70～450
5J101	3Ni24Cr2	Ni36	Cu	12.0～15.0	0.14～0.18	160	-20～180	-70～250

2.5.2　热双金属的种类

按照性能特点，热双金属分为五类。

1）**高灵敏度热双金属**　特点是比弯曲值高，电阻率高或较高。主动层皆由锰合金（Mn75Ni15Cu10 和 Mn70Ni25Cr5）构成。此种合金的线胀系数高，弹性模量低，耐蚀性低。此类热双金属主要用于热补偿器、测温器的敏感元件、温度调节器及电网保护自动装置等。

2）**较高热敏感热双金属**　特点是比弯曲值较高，电阻率较高，弹性模量高。主动层由含 w（Ni）18%～27%的多元铁镍合金（Ni20Mn6、3Ni24Cr2、Ni19Cr11、Ni27Mo6）构成。被动层为 Ni36 合金。这类热双金属广泛用于制造温度和电流继电器、自动开关的热敏感元件。

3）**中等和较低热敏感度热双金属**　特点是比弯曲值中等或较低，电阻率中等，弹性模量高，耐蚀性中等。主动层由 $w(Ni)$为 18%～27%的多元铁镍合金构成，被动层 $w(Ni)$为 42%～50%的铁镍合金。这类热双金属可用于电流继电器、电网自动保护装置及工作温度为 400～450℃的温度调节器。

4）低电阻率热双金属　主动层由低电阻的黄铜（H62、H90）或铁镍合金（3Ni24Cr2）构成。为了保证低电阻率，还要加镍或铜中间层。被动层则皆为因瓦合金 Ni36。这类热双金属可制作电器保护装置的敏感元件。

5）高电阻率热双金属　主动层由较厚的高电阻锰合金（Mn75Ni15Cu10）构成，被动层为 Ni36。这类热双金属的热敏感度较第一类低（约低 20%～30%），但弹性模量降低不明显，可制造小电流热敏感元件。

2.5.3　热双金属的热处理

热双金属以冷轧带材的形式供应，冷轧变形量一般为 30%～60%。由带材制成热敏感元件，然后进行装配。在生产过程中，元件中要产生内应力，为了保证和稳定元件的热敏感度和尺寸，热双金属元件（热敏感元件）一定要进行低温（280～450℃）稳定化热处理，使内应力松弛，发生回复过程，并使组织稳定化。

稳定化处理的温度一般规定在使用温度以上 50～100℃。弥散硬化型合金的热处理温度约为 630℃，升温速度不宜太快，保温时间为 1～3 h。冷却速度不规定，但最好是在静止空气中冷却。加热均在真空或保护气氛中进行，元件间应保留足够的间隙，以免受热弯曲时相碰。进行多次（3 次以上）的循环处理，可以得到较佳的稳定化效果。常用热双金属元件稳定化处理的推荐规范见表 5.4-66。应注意以下问题。

表 5.4-66　热双金属成品常用稳定化热处理规范

牌号	试样热处理规范		
	加热温度/℃	保温时间/h	冷却方式
5J11	260～280	1～2	空冷
5J14	260～280	1～2	空冷
5J16	300～350	1～2	空冷
5J17	150～200	1～2	空冷
5J18	300～350	1～2	空冷
5J19	300～350	1～2	空冷
5J20	150～200	1～2	空冷
5J23	380～400	1～2	空冷
5J24	300～350	1～2	空冷
5J25	400～420	1～2	空冷
5J101	230～250	1～2	空冷

1）具体稳定化热处理温度，应根据热双金属的组合层合金成分、元件的热敏感度和使用特点，由试验确定。元件工作的最高温度低于表中推荐温度时，采用推荐温度；如高于推荐温度，则处理温度应略高于最高工作温度。

2）形状简单的、厚的板形元件，保温时间要长些，循环处理的次数不能多。螺旋形等易变形的薄小件，以及动作频繁、精度高的元件，处理温度不宜太高，保温时间不宜太长，循环次数多些可获得较好的效果。

3）稳定性要求高的元件，应在恰当的热处理温度下保持足够的时间并增加循环处理的次数。除了元件热处理外，元件装配后还应进行部件整体热处理。处理温度与使用温度相同。元件直接或间接加热，并循环多次。

4）经常在低温下（零度以下）工作的元件，应增加冷处理工序，提高其在低温下工作的稳定性。

5）在潮湿条件下工作的元件，应采用表面防护措施，包括涂层（温度低时）、电镀（温度高时）或化学热处理（效果较好）。

3　弹性合金的热处理

弹性合金为具有特殊弹性性能的合金，也往往具有良好的力学性能和某些特殊的物理、化学性能，用于制造仪表、自动化装置和精密机械中的各种弹性元件等。

3.1　金属的弹性性能

3.1.1　金属的弹性与弹性性能

金属受载时发生变形，卸载后变形立即消失，不残留永久变形的现象称为弹性。本质上，金属的弹性是其原子间距受外力作用时发生可逆变化的反映，并决定于其原子之间结合力的大小。表征金属弹性的性能指标主要是弹性变形 ε_e、弹性极限 σ_e、弹性模量 E 和 G 以及弹性比功$\frac{\sigma_e^2}{2E}$等。

1）弹性变形 ε_e　在弹性范围内，金属的变形 ε 与外力或应力 σ 呈直线的正比关系，变形是单值可逆的。由于原子间结合力较大，金属的弹性变形量很小（$\varepsilon_e < 1\%$）。ε_e 为受外力作用的金属在开始塑性变形前的最大变形量，表征金属产生纯弹性变形的能力。根据虎克定律，$\varepsilon_e = \frac{\sigma_e}{E}$。

2）弹性极限 σ_e　弹性极限 σ_e 为金属不产生永久变形的最大应力，是金属开始塑性变形的抗力，$\sigma_e = E\varepsilon_e$。工程上，常采用条件弹性极限，设定其为残留变形量等于 10^{-3}～10^{-4} 的应力，例如 $\sigma_{0.002}$、$\sigma_{0.005}$ 等。条件弹性极限为微塑性变形抗力指标，对材料的组织十分敏感。采用屈服点来表征材料的弹性性能，对于弹性合金是不合适的，因为点屈服允许的残留变形量（0.05%～0.2%）大大超出了弹性元件所能允许的变形。

3）弹性模量 E、G　弹性模量是金属受力时在弹性状态下应力与应变的比值，表征金属对弹性变形的抗力。由于受载方式不同，金属有两种弹性模量：

单向拉伸时有正弹性模量 E，$E = \frac{\sigma}{\varepsilon}$（$\sigma$、$\varepsilon$ 分别为正应力和正应变）；

剪切和扭转时有切弹性模量 G，$G = \frac{\tau}{\gamma}$（τ、γ 分别为切应力和切应变）。

E 与 G 之间存在一定关系：$E = 2G(1+\mu)$，式中，μ 为泊松比，表示金属纵向变形与横向变形的关系。大多数金属的 μ 值比较接近，$\mu = 0.25$～0.35。

弹性模量是建立应力应变关系的材料常数，其值等于金属产生单位应变所需应力的大小。因此，弹性模量越大则产生单位应变所需应力越大，或者，在应力一定的条件下产生的弹性变形越小。

弹性模量与元件截面积的乘积称为元件的刚度，弹性模量越高，元件的刚度就越大，则发生弹性变形越困难。

弹性模量反映原子间结合力的大小，主要决定于金属的本性即原子结构，所以金属元素的弹性模量随原子序数呈周期性的变化，而对组织结构不敏感，因而金属的一般合金化和热处理对弹性模量没有太大的影响。另外，由于晶体不同方向上原子间结合力大小不同，金属单晶体的弹性模量具有各向异性。

4）弹性比功$\frac{\sigma_e^2}{2E}$　弹性比功是金属吸收弹性变形功的能力，因此亦称弹性贮能，一般用塑性变形前的最大弹性比功表示，为应力应变曲线弹性段下的面积，如图 5.4-96 中的影线面所示。

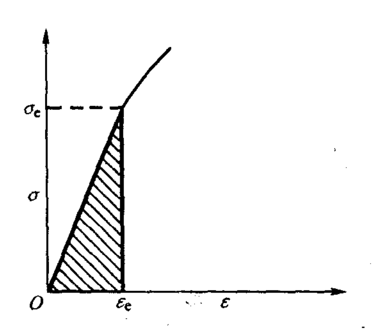


图 5.4-96　金属拉伸弹性应变曲线

$$弹性比功 = \frac{1}{2}\sigma_e\varepsilon_e = \frac{\sigma_e^2}{2E}$$

可见，提高金属的弹性能力，主要在于提高其弹性极限，降低弹性模量是有限度的。但通常还是趋于采用高的弹性极限，同时要求较高的弹性模量。

3.1.2　金属的弹性反常

温度对弹性模量有重大影响，一般的规律是金属的弹性模量随温度的升高而降低，如图 5.4－97 所示。因为温度升高时，原子热振动振幅增大，原子间距增大，原子间结合力降低。用弹性模量温度系数 β_E（1/℃）、β_G（1/℃）表示温度 T 变化 1℃时弹性模量的相对变化值：

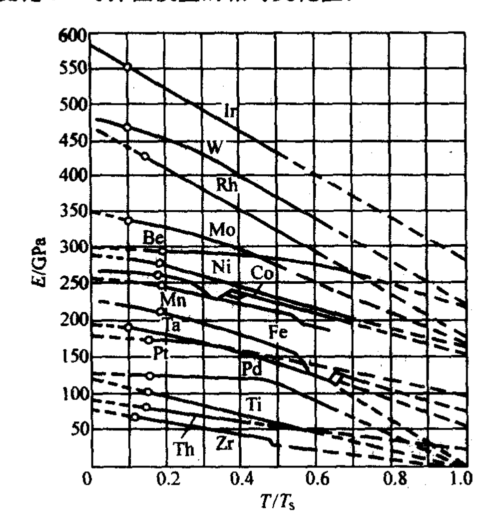


图 5.4-97　弹性模量和 T/T_S 之间的关系

$$\beta_E = \frac{dE}{EdT}$$

$$\beta_G = \frac{dG}{GdT}$$

$$\beta_G = \beta_E - \frac{1}{1+\mu} \times \frac{d\mu}{dT}$$

弹性模量与物体的固有频率有关。弹性模量与共振频率 f_r 的关系为

$$E = k\frac{l_3}{d^4}f_r^2$$

式中，l、d 为试样的长度和直径；k 为常数。

对于动态应用的弹性元件（例如频率元件，弹性模量温度系数可用频率温度系数 β_f（1/℃）表示为温度变化 1/℃时共振频率的相对变化值：

$$\beta_f = \frac{df_r}{f_r dT}$$

金属的弹性模量温度系数（1/℃）。和频率温度系数的关系为

$$\beta_E = 2\beta_f - \alpha$$

式中，α 为线胀系数。这也说明弹性模量温度系数与热胀系数有直接的联系。

正常情况下，弹性模量随温度的升高而降低，即弹性模量温度系数 $\beta<0$。但是，应用最广的 Ni、Fe-Ni、Co-Fe-Cr 等铁磁性金属和合金在室温附近的一定温度范围内，其弹性模量随温度变化很小（$\beta \approx 0$），甚至于增大（$\beta>0$），见图 5.4-98。这是弹性模量的反常变化，称为弹性反常，往往是由于在金属内部发生了额外的尺寸或体积变化的结果。相变和有序化转变可以引起弹性反常，但由于反常的温度范围很窄，没有实际意义。

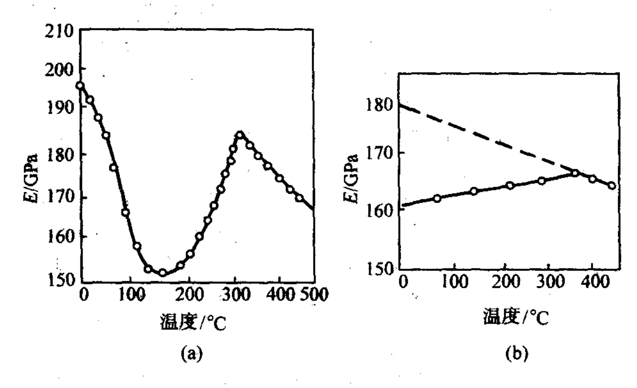


图 5.4-98　镍(a)和 Fe-Ni 合金(b)的弹性模量与温度的关系

铁磁性金属和合金在居里点以下有三种过程可以引起尺寸或体积的附加变化，产生三种弹性反常变化的效应：①在退磁状态下，弹性应力能引起磁畴磁矩的重新取向，导致铁磁体尺寸的附加增大，此为力致线伸缩效应，其所造成的弹性模量变化称为 ΔE_λ 效应；②弹性应力除了引起力致线伸缩效应外，还可改变原子间距，使磁矩 M_s 绝对值变化（磁畴内自旋进一步取向），生成 ΔE_s 效应（其作用在一般合金中较小，但在因瓦合金中很大），导致磁体体积的附加增大，此为力致体积伸缩，造成的弹性模量变化称为 ΔE_ω 效应；③温度低于居里点时，铁磁体发生自发磁化过程，因而产生自发体积磁致伸缩效应，在因瓦合金中效应有很大的正值，使体积反常膨胀，导致弹性模量反常，此称为 ΔE_A 效应。ΔE_A 和 ΔE_ω 在因瓦合金中作用特别大，它们共同造成了合金的弹性反常，一般将它们的作用全称为弹性因瓦效应。

所以，铁磁性材料的实际弹性模量可表述如下：

$$E = E_s - \Delta E = E_s - (\Delta E_\lambda + \Delta E_\omega + \Delta E_A)$$

式中，E 为实际弹性模量；E_s 为正常弹性模量（与温度有关）；ΔE 为弹性模量的反常变化或 ΔE 效应（与温度有关）；ΔE_λ 为力致线伸缩引起的弹性模量变化或 ΔE_λ 效应；ΔE_ω 为力致体积伸缩引起的弹性模量变化或 ΔE_ω 效应；ΔE_A 为自发体积磁致伸缩引起的弹性模量变化或 ΔE_A 效应。

从三种效应的作用可以看到，铁磁性弹性合金的特点是，①由于 ΔE_λ 效应是畴壁移动和磁矩转动引起的，所以影响畴壁移动和磁矩转动的因素，除了磁晶各向异性常数 K、磁致伸缩系数 λ 等磁特性以外，合金的组织结构和晶体缺陷等亦有重大作用，所以铁磁合金的弹性模量对组织状态是敏感的。②一般铁磁合金的力致体积伸缩效应 ΔE_ω 很小，弹性模量的反常主要取决于 ΔE_A 效应和 ΔE_λ 效应。降低这两种效应的作用是保持合金高弹性模量的主要途径。③弹性模量的反常变化或 ΔE 效应是获得恒弹性的前提，采用合理的成分和适当的工艺，使温度升高时合金弹性模量的降低由合金弹性模量反常的变化所补偿，是制备恒弹性合金的基本原理。

铁磁材料的弹性模量反常与其热膨胀反常直接有关。相似地，在奈尔点附近反铁磁性材料的体积变化反常，也会引起弹性模量的反常。另外，有一些金属，特别是体心立方结构的β相合金，也具有弹性反常现象。由这些材料皆可能制备无磁性的恒弹性合金。

3.1.3　金属的非弹性与非弹性性能

非弹性或者滞弹性意指弹性的不完整性，是实际金属由于存在各种结构缺陷，在弹性范围内应力和应变之间出现非线性关系的现象。非弹性为弹性合金的重要弹性性能，决定着仪表和机械装置的精度等级。弹性敏感元件和频率元件要求非弹性尽量小，机械滤波器中的耦合子则希望非弹性比较大。

金属的非弹性主要有以下表现或性能。

1）弹性后效（H_t 和 H_t'）　如图 5.4-99 所示，在时间 $t=0$ 时，向实际金属试样快速施加一恒定的、低于弹性极限的应力 σ_0，产生瞬时应变 ε_1。到 $t=t_1$ 时，应变增至 $\varepsilon_1+\varepsilon'_1$，$\varepsilon_1'$是在 σ_0 的作用下随时间而逐渐增大的，为应力和时间的函数，称为正弹性后效。应力 σ_0 去除时，应变瞬时回复至 ε_2，其余部分 ε_2'随时间缓慢回复（回复量与时间有关），称为反弹性后效。具体表达是：

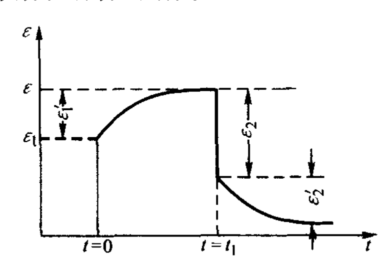


图 5.4-99　弹性后效示意图

正弹性后效 $H_t=\dfrac{\varepsilon_1'}{\varepsilon_1+\varepsilon_1'}$（$\times10^3\%$）

反弹性后效 $H_t'=\dfrac{\varepsilon_2'}{\varepsilon_2+\varepsilon_2'}$（$\times10^3\%$）

2）弹性滞后（γ）　对于实际金属，如图 5.4-100 所示，在加载过程中，每一应力对应的应变（Omc 曲线）相对于瞬时加载（OA 线）都有一个正弹性后效（如 OA 线与 Omc 曲线间的箭头所示），且随应力的增加而增大；卸载时，应力应变曲线为 CnO，与每一应力对应的应变、相对于瞬时卸载的应变都有一个反弹性后效（如 CnO 曲线右边的箭头所示）。结果，加载和卸载全过程的应力应变曲线形成为一个封闭的回线。此回线称为弹性滞后回线。

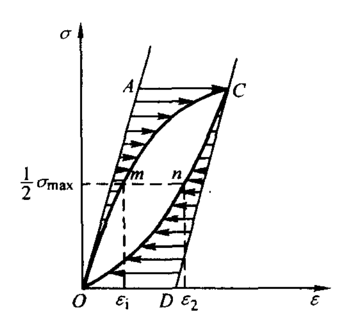


图 5.4-100　弹性滞后示意图

由回线可见，对应于同一应力，存在有大小不同的加载应变 ε_1 和卸载应变 ε_2，$\varepsilon_2-\varepsilon_1$ 即为该应力下的弹性滞后。不同应力下的弹性滞后是不同的，采用相对滞后系数 γ 来表征：

$$\gamma=\frac{B}{\varepsilon_{max}}$$

式中，ε_{max}为最大载荷下的总应变；B 为滞后回线的最大宽度，即$\frac{1}{2}\sigma_{max}$处的回线宽度。

3）应力松弛（σ_r）　金属受力产生弹性变形，在弹性变形保持不变的条件下，金属弹性应力随时间延续而逐渐降低的现象称为应力松弛。采用应力松弛率 σ_r 表征材料应力松弛稳定性。

$$\sigma_r=\frac{\sigma_0-\sigma_t}{\sigma_0}\times100\%$$

式中，σ_0 为初始应力，MPa；σ_t 为经 t 时间后的应力，MPa。

弹性合金要求具有较高的应力松弛稳定性能，尤其是在高温下工作的弹性元件。

4）内耗（Q^{-1}）　机器仪表器件作机械振动时，由于金属弹性的不完整性而使机械振动能不可逆地转变为热能的现象即为内耗 Q^{-1}。内耗的倒数 Q 称为机械品质因数。弹性合金要求具有高的机械品质因数，对于机械滤波器是为了改进选择性，而对于延迟线则是为了减小音响信号的衰减。

振动衰减能小时，

$$Q^{-1}=\frac{\delta}{\pi}$$

δ 为对数衰减率，即两相继振幅之比的自然对数。

振动衰减能大时，

$$Q^{-1}=\frac{SDC}{2\pi}$$

SDC 为比阻尼，为振动一周时振动能之损失率。

按照弹性性能的特点，弹性合金主要分为高弹性合金和恒弹性合金两大类。

3.2　高弹性合金的热处理

高弹性合金的特点是，要求具有较高的弹性模量和弹性极限，较高的疲劳强度、较低的弹性后效、较低的线胀系数，一般还希望有较好的非磁性和耐蚀性。它广泛用于制造航空和热工仪表中的膜片、膜盒、波纹管、继电装置中的接点弹簧片，钟表和仪表中的游丝、张丝、发条、螺旋弹簧等。

高弹性合金主要有铁基、镍基、钴基、铌基和铜基合金等。

3.2.1　铁基高弹性合金

（1）合金的特性

弹簧钢是制作弹簧等应用最广的铁基弹性合金，但其耐蚀性较差，性能不稳定。加入大量镍、铬的铁基合金或铁镍铬合金，具有良好的弹性、较小的弹性后效，同时也有较好的耐蚀性、弱磁性和良好的热稳定性。焊接性能也较好。使用温度一般为 150～200℃，有的可达 400～450℃。我国使用的铁基高弹性合金主要是 3J1、3J2、3J3。其主要成分和基本性能见表 5.4-67。用于制作仪表中的波纹膜盒、波纹管、螺旋弹簧等。

合金在真空感应炉中冶炼，或进行电渣重熔。热加工的锻轧温度一般控制在 1 150～1 180℃，停锻温度不低于 900℃。冷变形前轧坯要进行固溶处理，各道冷变形之间需进行中间软化处理。变形量以 50%～70%为宜。软化处理的温度为 950～1 250℃，成品元件在 650～800℃进行时效强化处理。

合金中镍的作用在于保证冷却至－196℃时仍为 γ 相组织，以保持良好的塑性和韧性。铬的作用是为了提高强度和弹性模量，提高耐蚀性，保证无磁性（降低居里点）。钛、铝的作用是形成强化相，提高弹性和强度。钼可提高合金的

表 5.4-67　铁镍铬高弹性合金的成分、性能和用途

合　金[①]	主要化学成分（质量分数）/%[②]					最高工作温度 /℃	线胀系数 α /$10^{-6}K^{-1}$	密度 d /$g·cm^{-3}$	电阻率 ρ /μΩ·m	性能特点和用途
	Ni	Cr	Ti	Al	Mo					
Ni36CrTiAl（3J1）	34.5～36.5	11.5～13.5	2.8～3.2	0.9～1.2	—	200	12～14	7.9	0.9～1.0	热处理后弹性良好，耐蚀性和工艺性能较好，用于膜片（盒）波纹管、弹簧管、螺旋弹簧以及压力传感器的传送杆，转子发动机刮片弹簧等
Ni36CrTiAlMo5（3J2）	34.5～36.5	11.5～13.5	2.8～3.2	0.9～1.2	5.4～6.5	300	12～14	8.0	1.0～1.1	耐热性较好、从室温到300℃，强度下降不超过4%，其他同3J1
Ni36CrTiAlMo8（3J3）	34.5～36.5	11.5～13.5	2.8～3.2	0.9～1.2	7.5～8.5	350	12～14	8.3	1.0～1.1	耐热性更好，从室温到500℃，强度下降不超过11%，其他同3J1

① 括号内为我国牌号。
② 其余成分为 Fe。

弹性和热稳定性，使使用温度达到400～450℃。碳是不利元素，其含量应控制在 w（C）0.05%左右。

（2）合金的热处理

1）淬火、回火处理　铁镍铬合金的淬火和回火，特别是薄件的热处理，都在真空或保护气氛中进行。

3J1（Ni36CrTiAl）等合金在室温下的平衡组织为 γ 相基体和少量 Ni_3（Ti，Al）、Ni_3Ti 及 TiC、TiN 等第二相。为了提高塑性便于冷变形，或适于时效后获得较高的力学性能，将合金加热到900℃以上，保温后水冷，得到单相 γ 固溶体。

图5.4-101表示淬火加热温度对性能及晶粒度的影响。在900～950℃之间淬火，可完成再结晶，其晶粒细小，强度和硬度缓慢降低，而塑性、晶格常数和电阻率继续显著增大。温度超过1 000℃后，晶粒过分长大，塑性加工性能降低。

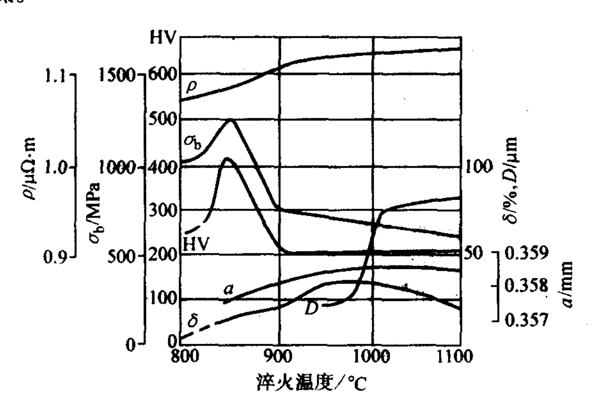


图 5.4-101　3J1 合金淬火加热温度对性能的影响（保温 2 min，水冷）
D—晶粒度；a—晶格常数

合金淬火和回火处理时，淬火加热温度对力学性能的影响如图5.4-102所示。在700℃、4 h回火时，淬火加热温度约950℃时强度最高；而在950～975℃时塑性最好。

淬火后的组织为过饱和 γ 固溶体。回火的目的是使过剩相弥散析出，提高合金的强度和弹性。回火处理决定合金的最终性能。图5.4-103显示3J1合金经不同温度淬火后力学性能与回火温度的关系。合金于不同温度淬火后，回火温度超过550℃后硬度即迅速提高，塑性显著下降。在650℃左右达到或接近极限值。700℃以后，强度开始快速降低。一般最佳回火温度为600～700℃，这时析出相的尺寸和分布情况最佳。

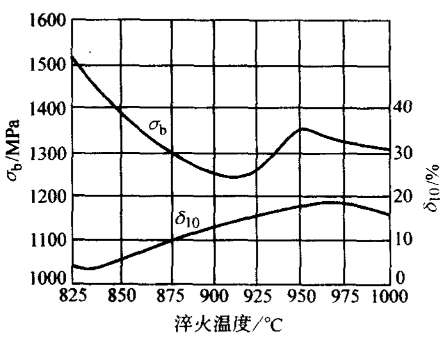


图 5.4-102　3J1 合金淬火回火处理时淬火加热温度对力学性能的影响
（回火规范为：700℃，保温 4 h）

3J1合金经不同温度淬火后在700℃回火时，回火时间对力学性能的影响如图5.4-104所示。强度和弹性的变化符合一般的时效规律，并有一个时效硬化峰值的最佳时间范围。超过此范围时，强化相聚集粗化，合金强度降低。这个时间范围大约为2～3 h。

图5.4-103和图5.4-104还表明，3J1合金进行淬火和回火处理时，在900℃以上，淬火温度的变化不改变合金在随后回火时按时效过程发展的规律。但随淬火温度的提高，合金的强度和硬度降低。

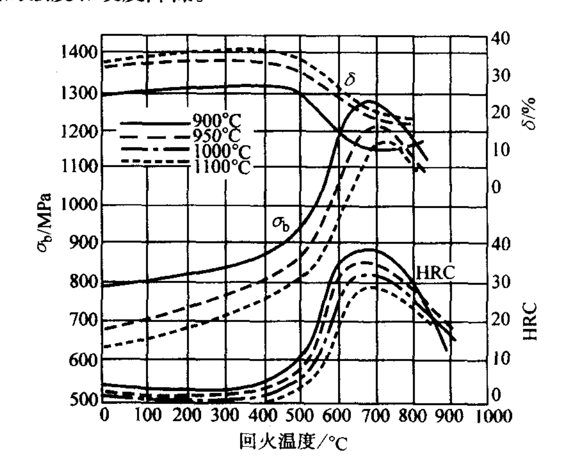


图 5.4-103　3J1 合金经不同温度淬火后力学性能与回火温度的关系

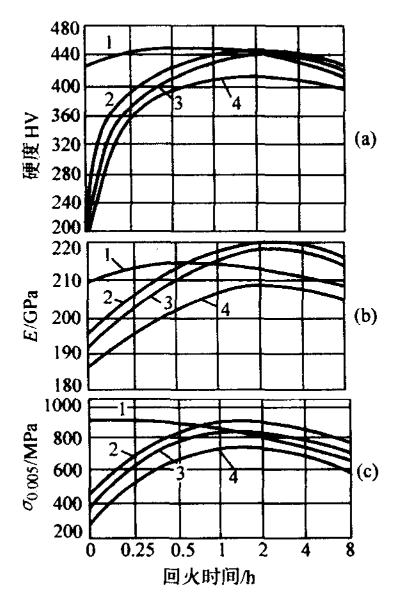


图 5.4-104 3J1 合金经不同温度淬火后在 700℃时的回火曲线

淬火温度：1—850℃；2—900℃；3—950℃；4—1 100℃

在铁镍铬合金中加入钼，可提高弹性和热稳定性。3J1、3J2、3J3 合金淬火后回火温度对强度的影响如图 5.4-105 所示。含钼的合金的强度普遍较高，回火时的强度峰值温度往高温方向移动，同时屈强比（σ_s/σ_b）也较高（见图 5.4-106）。钼还提高合金在较高温度下的强度与松弛抗力，如图 5.4-107 和图 5.4-108 所示。

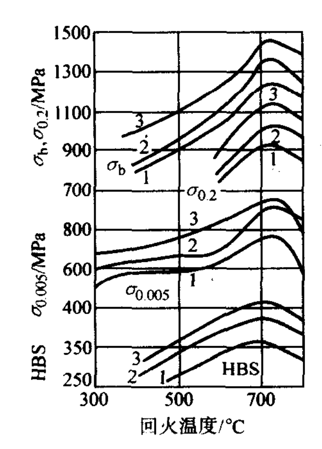


图 5.4-105 铁镍铬合金淬火后力学性能与回火温度（保温 4 h）的关系

1—Ni36CrTiAl（3J1）；2—Ni36CrTiAlMo5（3J2）；3—Ni36CrTiAlMo8（3J3）

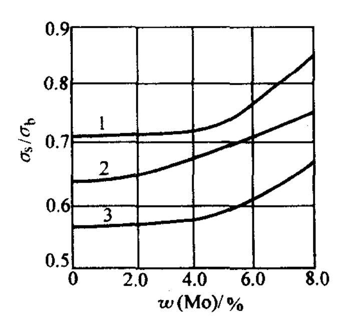


图 5.4-106 钼含量对铁镍铬合金在不同温度淬火和 700℃回火后的屈强比（σ_s/σ_b）的影响

1—900℃水淬 + 回火；2—950℃水淬 + 回火；3—1 100℃水淬 + 回火

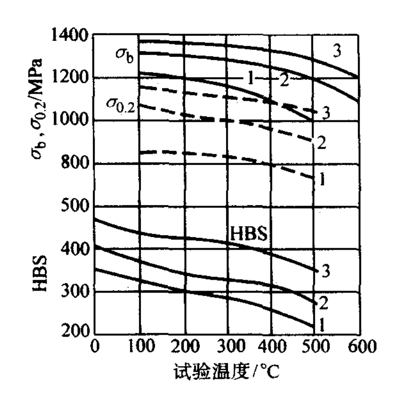


图 5.4-107 铁镍铬合金在不同试验温度下的强度和硬度

1—Ni36CrTiAl；2—Ni36CrTiAlMo5；3—Ni36CrTiAlMo8

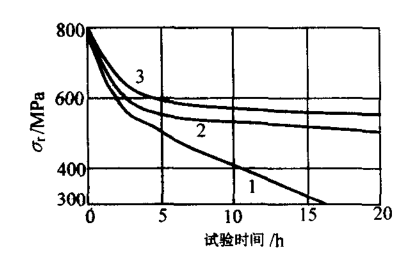


图 5.4-108 铁镍铬合金在 500℃下的松弛抗力

1—Ni36CrTiAl；2—Ni36CrTiAlMo5；3—Ni36CrTiAlMo8

几种不同钼含量的铁镍铬合金的热处理和力学性能见表 5.4-68。

2）形变热处理　淬火后进行冷变形，能促进随后回火过程中强化相高度弥散析出，提高合金的强度和弹性。三种合金经不同程度冷变形后的硬度与回火温度的关系如图 5.4-109a，b，c 所示。随变形度的增大，合金回火后的硬度提高；硬度曲线的峰值向低温方向移动。但变形度超过 70% 时，硬度不再提高，而塑性也有所下降。较合适的变形度为 50%～60%。

冷变形的强化作用，对含钼的合金的影响更为强烈。表 5.4-69 中给出了冷变形合金回火后的力学性能。铁镍铬合金经冷变形后，较佳的回火制度见表 5.4-70。

淬火和冷变形后，再进行一次快速淬火而后回火时，由于快速淬火的加热能使冷变形造成的缺陷重新均匀分布（不是消失），其微塑性变形抗力和松弛性能可以得到提高。表 5.4-71 中的结果说明，这种两次淬火形变热处理，具有与一次淬火形变热处理相近的弹性极限，但使伸长率成倍提高。在两次淬火形变热处理中，快速淬火的加热时间对合金的性能影响极大，也最敏感。加热时间增长时，强度降低而塑性提高。

合金的表面状态对性能的影响很大。用电抛光除去有缺陷的表层，可提高表面强度和耐热性，并可降低其弹性滞后。所以，合金形变热处理后配合以电化学抛光，能明显地提高弹性极限，如图 5.4-110 所示。

3.2.2 镍基高弹性合金

镍基高弹性合金的主要特点是耐热性和低温韧性好，工作温度可低于零度或高于 180℃；耐蚀性较好，但弹性性能较差。合金主要有高导电性镍铍合金和高温镍铬合金两类。

（1）镍铍合金

1）合金的特性　合金有很高的导电性（所以也称为高导电弹性合金），同时还具有高的强度、弹性和疲劳极限，高的抗氧化性能和耐蚀性，但有磁性。由于耐热性较好，一般可用作在较高温度下工作的导电弹性材料，并可取代铍青

表 5.4-68　铁镍铬高弹性合金的热处理和力学性能

合　金	推荐的热处理制度	抗拉强度 σ_b/MPa	伸长率 δ/%	屈服强度 $\sigma_{0.2}$ /MPa	弹性极限 σ_e/MPa	弹性模量 E/GPa	弹性模量温度系数 $\beta/10^{-6}K^{-1}$	硬度 HV
Ni36CrTiAl (3J1)	淬火：920～980℃，水冷 软回火：650～720℃，2～4 h 硬回火：600～650℃，2～4 h	750～800 ＞1 200 ＞1 400	35～40 ＞8 ＞5	250～400 850～1 100 1 300	800① 900①	175～215 180～220	100	150～180 340～360 360
Ni36CrTiAlMo5 (3J2)	淬火：980～1 000℃，水冷 软回火：750℃，2～4 h 硬回火：700℃，2～4 h	850～900 1 250～1 400 1 400	30～35 8～10 5	500～600 900～1 100 1 300	850	190	100	200～215 420～450 450
Ni36CrTiAlMo8 (3J3)	淬火：980～1050℃，水冷 软回火：750℃，2～4 h 硬回火：700℃，2～4 h	900～950 1 400～1 450 1 400	20～25 6～7 5	600～650 1 100～1 150 1 300	950	210	100	200～230 485～495 495

① 为弯曲弹性极限。

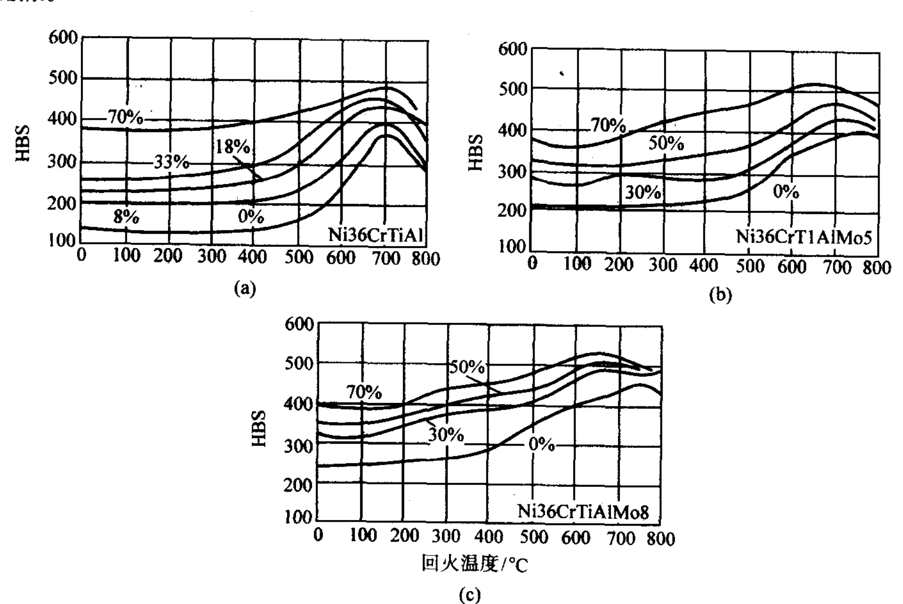


图 5.4-109　铁镍铬高弹性合金经不同量冷变形后的硬度与回火温度的关系

表 5.4-69　冷变形铁镍铬合金回火后的力学性能

合　金	热处理制度	σ_b /MPa	σ_s /MPa	$\sigma_{0.005}$ /MPa	δ /%	HBS
Ni36CrTiAl (3J1)	950℃，水淬 ＞50%冷变形 700℃，2 h 回火	1 400～1 650	1 300～1 450	1 120①	8～12	330～350
Ni36CrTiAlMo5 (3J2)	980℃，水淬 ＞50%冷变形 750℃，4 h 回火	1 400～1 750	1 300～1 600		5～10	400～420
Ni36CrTiAlMo8 (3J3)	1 000℃，水淬 ＞50%冷变形 750℃，4 h 回火	1 400～1 900	1 300～1 600	1 300②	5～10	420～450

① 50%冷变形，700℃回火 0.5 h。
② 50%冷变形，750℃回火 0.25 h。

表 5.4-70　冷变形铁镍铬高弹性合金的回火制度

合　金	合金状态	回火制度	合　金	合金状态	回火制度
Ni36CrTiAl	淬火带材 淬火后冷轧带材 淬火后冷拔丝材	650～700℃，2～4 h 600～650℃，2～4 h 600～650℃，2～4 h	Ni36CrTiAlMo5 和 Ni36CrTiAlMo8	淬火合金 淬火后冷变形合金	700～750℃，4 h 650～700℃，4 h

表 5.4-71　铁镍铬合金经各种热处理后的性能

Ni36CrTiAl 合金				Ni36CrTiAlMo8 合金			
热处理规范	$\sigma_{0.002}$ /MPa	δ /%	HV	热处理制度	$\sigma_{0.002}$ /MPa	δ /%	HV
常规热处理				常规热处理			
950℃，2 min 水淬	350	38	180	1 000℃，2 min 水淬	500	22	220
700℃，2 h 回火	800	15	380	700℃，2 h 回火	1 000	6	430
形变热处理				形变热处理			
950℃，2 min 水淬	350	38	180	1 000℃，2 min 水淬	500	22	220
50%冷变形	580	8	330	50%冷变形	820	4	380
700℃，0.25 h 回火	1 150	2	435	700℃，0.25 h 回火	1 300	3	540
二次淬火形变热处理				二次淬火形变热处理			
950℃，2 min 水淬	350	38	180	1 000℃，2 min 水淬	500	22	220
50%冷变形	580	8	330	50%冷变形	820	4	380
950℃，3 s 快速淬火	820	25	345	1 000℃，3 s 快速淬火	920	22	450
700℃，0.25h 回火	1 120	8	430	700℃，0.25 h 回火	1 240	8	560

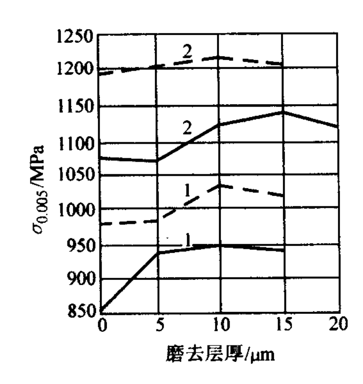


图 5.4-110　形变热处理和电抛光对铁镍铬合金弹性极限的影响
1—Ni36CrTiAl　实线：950℃水淬，700℃回火 2 h；
虚线：950℃水淬，20%变形，700℃回火 2 h
2—Ni36CrTiAlMo8　实线：1 020℃水淬，750℃回火 2 h；
虚线：1 020℃水淬，20%变形，750℃回火 2 h

铜制造导电弹性元件，如航空仪表中的导电弹性敏感元件，仪表用膜盒、膜片和内燃机用的各种阀门弹簧等。

典型的合金为 NiBe2。铍含量超过 2%（质量分数）以后，合金的热加工性能变坏。加入 B、Co、Mo、W 可提高耐热性，且降低电阻温度系数。主要的镍铍合金及其性能、用途见表 5.4-72。

2）合金的热处理　镍铍合金在淬火状态下为单相固溶体，塑性很好，容易加工成元件。为了提高弹性和导电性，合金必须回火。图 5.4-111 为 NiBe2 合金经不同温度淬火后在 550℃时的回火曲线。回火过程中 β 相（NiBe）沉淀析出造成硬化。表 5.4-73 中给出了镍铍合金的热处理制度和相应的力学性能。

（2）镍铬合金

1）合金的特性　镍铬高弹性合金主要是镍铬铌合金，有很高的热强性、热稳定性、耐蚀性（在浓硝酸溶液中）和高温松弛抗力，所以被称为耐热、耐蚀高弹性合金或高温高弹性合金。在淬火状态下，合金为单相过饱和 γ 固溶体，塑

表 5.4-72　镍铍高弹性合金的成分、性能和用途

合　金 主要成分（质量分数）/%	最高工作温度/℃	线胀系数 $\alpha/10^{-6}K^{-1}$	密度 d /$g\cdot cm^{-3}$	电阻率 ρ /$\mu\Omega\cdot m$	主要特点和用途
NiBe2 （Be2，Ni 余量）	250	13.5 （硬回火）		0.35（软态） 0.10（硬回火）	室温和高温弹性优于 3J1。用于微动开关接触簧片和高温下工作的特殊弹簧等
NiBe2Ti （Be2，Ti0.5，Ni 余量）	250		8.84		合金中加入钛后，疲劳抗力和耐蚀性更好。用于微动开关接触簧片和高温下工作的特殊弹簧等
NiBe2Co3W6 （Be1.7，Co3，W6，Ni 余量）	400			0.35	耐热性优于 NiBe2。电阻温度系数较低。用于微动开关接触簧片和高温下工作的特殊弹簧等
NiBe2Co3W8 （Be1.7，Co3，W8，Ni 余量）	450			0.52	耐热性更高，用于微动开关接触簧片和高温下工作的特殊弹簧等

性很好，可用冷变形制造形状复杂的弹性元件。回火后，由于弥散析出 Ni_3Nb 型的 γ′和 γ″相，合金的强度和弹性极限大大提高，松弛抗力的稳定性温度达到 500～550℃。制造形状不复杂的弹性元件时，采用形变热处理可进一步提高强度水平及在 550～650℃下的松弛抗力。这类合金有 Ni70CrNbMoAl、Ni70CrNbMoWAl、Ni60CrNbMoWAl 等，其成分见表 5.4-74。

2）合金的热处理　通常，Ni70CrNbMoAl 合金的最佳淬火温度为 1 100～1 150℃。含钨的 Ni70CrNbMoWAl 以及 Ni60CrNbMoWAl 合金的淬火温度约为 1 150℃。图 5.4-112 是两种含钨合金的回火曲线。它们获得最高强度和弹性极限的最佳回火温度在 750℃左右。三种镍铬铌高弹性合金热处理

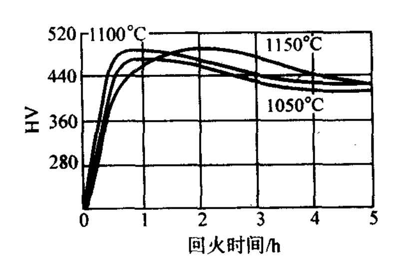


图 5.4-111　NiBe2 合金经不同温度淬火后在 550℃时的回火曲线

制度和力学性能见表 5.4-75。松弛抗力如图 5.4-113 所示。它们的松弛抗力都很好，在较高温度（550～600℃）下，以 Ni70CrNbMoWAl 合金为最佳。

回火前的冷变形（20%～30%）可提高合金的强度和松弛抗力（见图 5.4-114 和图 5.4-115），并使回火曲线的峰值温度提前到 650～700℃。

合金在氧化性浸蚀条件下的耐蚀性很高，其中以 Ni60CrNbMoWAl 最好。它在形变热处理（淬火＋冷变形＋回火）状态下的腐蚀速度（0.000 05 mm/a），比一般热处理（淬火＋回火）状态下的腐蚀速度（0.000 57 mm/a）低很多。

表 5.4-73　镍铍高弹性合金的热处理和力学性能

合　金	热处理制度及合金状态	抗拉强度 σ_b/MPa	伸长率 δ/%	屈服强度 $\sigma_{0.2}$/MPa	弹性极限 σ_e/MPa	弹性模量 E/GPa	硬度 HV
NiBe2	软化：1 020～1 050℃，水冷 软回火：500～520℃，2～3 h 硬回火：480～500℃，2～3 h①	＜850 1 700～1 830 ＞1 700	＞2.5 3.5～7.5 ＞3	＜450 1 400～1 500 ＞1 450	＞1 200	200 210	＜250 500 ＞470
NiBe2Ti	软化：1 020～1 050℃水冷 硬回火：500℃，2～3 h	1 600		1 400	850	200	225 500
NiBe2Co3W6	软化：1 060℃水冷 硬回火：600℃，45 min	1 750		1 700	1 640	200～210	165～185 430～560
NiBe2Co3W8	软化：1 060℃水冷 硬回火：600℃，45 min	1 750		1 720	1 650	200～210	190～220 540～590

①　以高导电性为主要指标时，热处理温度可提高至 530℃。

表 5.4-74　镍铬铌高弹性合金的化学成分（质量分数）%

合　金	C	Cr	Nb	Mo	W	Al	Ni
Ni70CrNbMoAl	≤0.06	14～16	9.5～10.5	4～6	—	1.0～1.5	余量
Ni70CrNbMoWAl	≤0.06	14～16	9～10	3～4	1.7～2.3	0.6～1.1	余量
Ni60CrNbMoWAl	≤0.06	24～26	8～9	3～4	1.7～2.3	0.6～1.1	余量

Ni70CrNbMoWAl 和 Ni60CrNbMoWAl 合金，经 1 150℃淬火、冲压和 750℃回火 5 h 后，具有高的承受高温循环载荷的能力和高温蠕变抗力，适于制造工作温度达 550℃的膜片型弹性敏感元件。

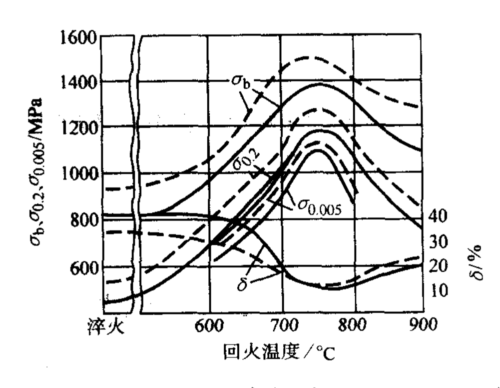


图 5.4-112　Ni70CrNbMoWAl（虚线）和 Ni60CrNbMoWAl（实线）合金 1 150℃淬火后的回火（保温 5 h）曲线

表 5.4-75　镍铬铌高弹性合金的热处理制度和力学性能

合　金	热处理制度	σ_b /MPa	$\sigma_{0.2}$ /MPa	$\sigma_{0.005}$ /MPa	$\sigma_{0.002}$ /MPa	δ /%	HRB
Ni70CrNbMoAl	1 000～1 150℃，水淬 1 000～1 150℃淬火，750℃ 5 h 回火	580～840 1 350～1 600	420～620 1 200～1 350	— 1 100～1 200	— —	32～40 8～13	93～99 45～48HRC
Ni70CrNbMoWAl	1 150～1 175℃，水淬 1 150～1 175℃淬火，750℃ 5 h 回火	770～1 000 1 500～1 700	450～540 1 240～1 460	— 1 100～1 200	— 950～1 120	30～39 10～12	95 48HRC
Ni60CrNbMoWAl	1 150℃，水淬 1 150℃淬火，750℃ 5 h 回火	500～940 1 350～1 470	370～450 1 150～1 340	— 1 100～1 200	— 950～1 070	36～42 7～12	93 45～46HRC

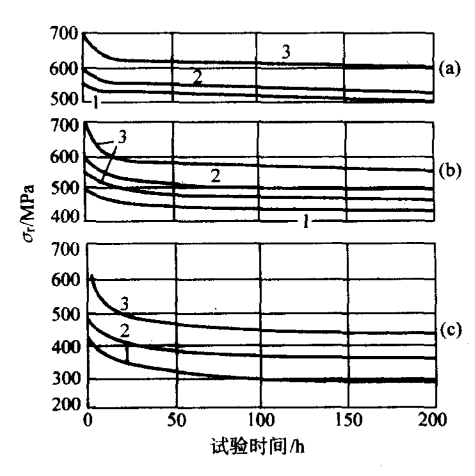


图 5.4-113　镍铬铌高弹性合金在 500℃（a）、550℃（b）和 600℃（c）的应力松弛曲线

1—Ni70CrNbMoWAl；2—Ni60CrNbMoWAl；3—Ni70CrNbMoAl

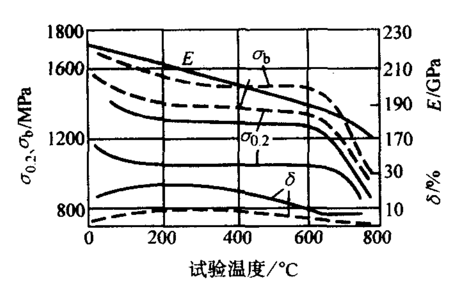


图 5.4-114　Ni70CrNbMoAl 合金的力学性能与温度的关系

实线—淬火 + 回火

虚线—淬火 + 冷变形 + 回火

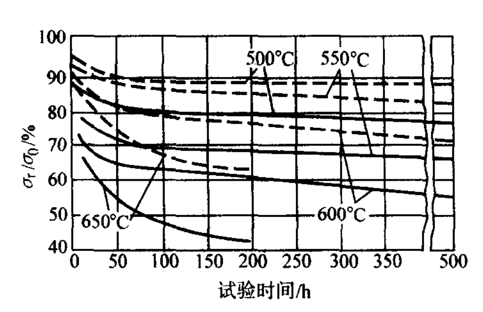


图 5.4-115　Ni70CrNbMoAl 合金在不同温度下的应力松弛率（σ_0 = 540 ~ 600 MPa）

实线—淬火 + 回火

虚线—淬火 + 冷变形 + 回火

3.2.3　钴基高弹性合金

钴基合金的特点为：无磁性，耐腐蚀，弹性好，抗疲劳，抗冲击，耐高温和热稳定性好，是主要的高弹性合金。钴基高弹性合金主要包括弥散硬化钴镍合金和形变强化钴铬镍合金两种类型。

（1）钴镍合金

1）合金的特性　钴镍合金具有高的强度和弹性，在 400 ~ 450℃有高的松弛抗力，同时有着相当低的电阻率和电阻温度系数。常用合金主要是 Co67Ni28Nb5，用于制作导电的弹性元件、电磁继电器和水银继电器的接触弹簧等。其成分、热处理制度和力学性能见表 5.4-76。合金很耐蚀，对汞的浸润性良好，磁性弱。

2）合金的热处理　这类合金一般由 1 000 ~ 1 050℃淬火，获得单相 γ 固溶体，塑性很好。回火时从固溶体中析出与母相共格的面心立方弥散相（Co，Ni）$_3$Nb，使合金强化。合金经不同温度淬火，在不同温度下回火后，强度和电阻率如图 5.4-116 所示。获得最高强度和最低电阻率的回火温度为 600 ~ 650℃。

表 5.4-76　钴镍高弹性合金 Co67Ni28Nb5 的成分、热处理制度和力学性能

合金（主要成分的质量分数）/%	热处理制度	σ_b /MPa	$\sigma_{0.2}$ /MPa	$\sigma_{0.005}$ /MPa	E /GPa	δ /%	HRC
Co67Ni28Nb5（Ni27 ~ 29，Nb4.8 ~ 5.2，Ti0.03，Co 余量）	1 000℃水淬	735	—	—	—	≥40	18
	1 000℃水淬，35% ~ 40%变形，650℃回火 1 h（带材）	1 450 ~ 1 480	1 350 ~ 1 370	880	186 ~ 196	2.5 ~ 5	50
	1 000℃水淬，40%变形，650℃回火 1h（丝材）	1 860 ~ 1 960	—	—	—	2.5 ~ 3	—

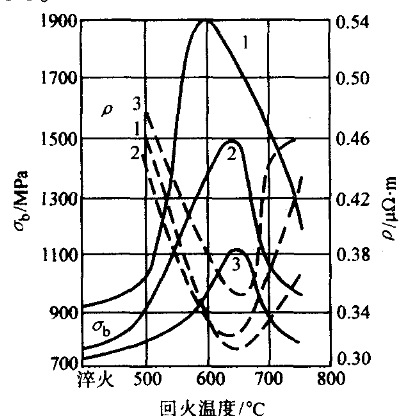


图 5.4-116　Co67Ni28Nb5 合金的强度和电阻率与淬火和回火温度的关系

1—950℃淬火；2—1 000℃淬火；3—1 050℃淬火

回火前进行冷变形能提高合金的弹性性能和强度。图 5.4-117 和图 5.4-118 表示冷变形丝材和带材的强度和电阻率

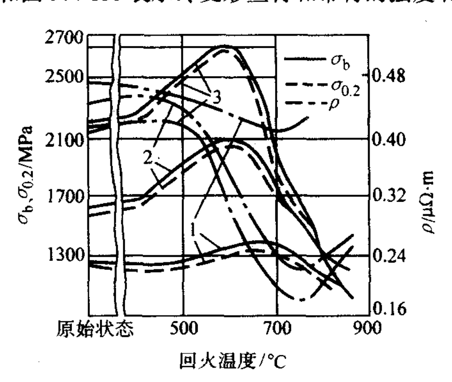


图 5.4-117　Co67Ni28Nb5 合金丝（ϕ0.3 mm）的力学性能和电阻率与回火温度的关系

原始状态的冷变形为：

1—24%；2—43%；3—70%

与回火制度的关系。变形度相同时，丝材的强度比带材高18%～20%。合金同时获得低电阻率和在400～450℃时的高松弛抗力（见图5.4-119）的热处理制度是：1 000℃淬火，35%～40%冷变形，650℃回火1 h。

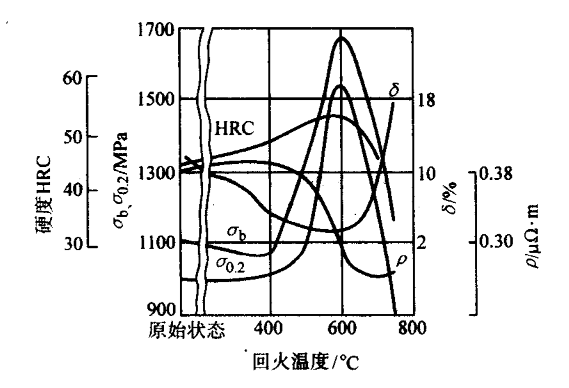


图5.4-118　Co67Ni28Nb5合金带（厚0.3 mm）的力学性能和电阻率与回火温度的关系
（原始状态的冷变形为40%）

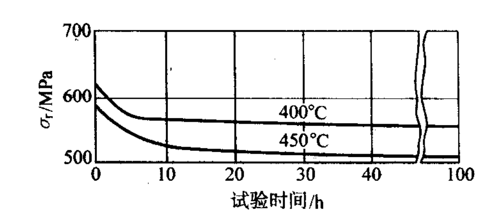


图5.4-119　Co67Ni28Nb5合金在400℃和450℃时的松弛抗力

（2）钴铬镍合金

1）合金的特性　w(Co)为40%的钴铬镍钼合金，具有高的强度、疲劳极限、硬度、耐磨性和低的缺口敏感性，高的弹性极限、弹性模量、弹性储能（σ_e^2/E）和低的弹性后效，高的耐热性、耐蚀性，而且无磁性。用于制造航空仪表和钟表工业中的弹性元件和弹力元件；在腐蚀性介质中或在300～400℃温度下工作的耐热耐蚀弹簧及其他弹性元件，如轴夹、平膜片、发条、游丝和特殊轴承等。

重要的牌号有3J21（Co40CrNiMo）、3J22（Co40CrNiMoW）、3J24（Co40CrNiMoWTiAl）和YC-11（Co42-NiCrWMoMn），它们的成分、性能和用途见表5.4-77。基体中加入较多的钼、钨，是为了提高强度、弹性、热强性和耐蚀性；同时由于在回火时能形成复杂碳化物，可产生补充的强化作用。钛、铝在回火过程中以强化相的形式析出，亦能强化合金。

表5.4-77　钴铬镍钼高弹性合金的成分、性能和用途

合金（主要成分的质量分数）/%	最高工作温度/℃	线胀系数 $\alpha/10^{-6}K^{-1}$	密度 $d/g\cdot cm^{-3}$	电阻率 ρ /μΩ·m	主要特点和用途
Co40CrNiMo（3J21）①（Co40，Ni15，Cr20，Mo7，Mn2，C<0.12，Fe余量）	400	13～16	8.3	0.9～1.0	弹性高，耐磨和耐蚀性好，能耐硫化氢腐蚀，用于精密机械的轴尖、弹簧、平膜片、发条、游丝等
Co40CrNiMoW（3J22）①（Co40，Ni15，Cr20，Mo3.5，W4，Mn2，C<0.12，Fe余量）	450	14～16	8.5	0.9～1.0	冷热加工性能比3J21有所改善，有较高的加工时效强化效应。用于精密机械的轴尖、弹簧、平膜片、发条、游丝等
Co40CrNiMoWTiAl（3J24）①（Co40，Ni19，Cr12，Mo3.5，W6，Ti2，Mn2，Al0.5，C<0.12，Fe余量）	400	14.0	8.5	1.0～1.1	具有很高的冷变形能力，时效后组织为γ固溶体、金属间化合物和少量碳化物，强化效果强；软态时效也有一定强化效果。用于形状复杂的弹性元件
Co42CrNiWMoMn（YC—11）①（Co42，Cr17，W10，Mo4，Mn2，C<0.08，Ni余量）	400				耐蚀、耐磨、抗冲击。丝材淬火和冷变形时，塑性优于3J22，便于校直下料。时效温度范围宽，用于航空和电测仪表轴尖及其他弹性元件

①　括号内为我国牌号。

这类合金冶炼质量要求较高。采用真空冶炼于合金的寿命有利，采用电渣重熔可大大改善合金的工艺性能，提高拔丝时的冷变形量，并提高丝材和带材的强度和弹性水平。这类合金最有效的强化方法是冷变形。但变形度大的轧材，弹性性能有明显的各向异性。

2）合金的热处理　弹性元件的热处理均在真空或惰性气氛（如氩气）中进行。

①淬火。钴铬镍钼合金的退火组织由γ固溶体和多元合金碳化物（Cr，Fe，Mo）$_{23}$C$_6$组成。为了获得良好的塑性，便于变形加工，必须进行淬火，使组织完全转变成奥氏体。在这种软化状态下，合金能够承受变形量很大的冷拉、冷轧或冷压成形。

图5.4-120所示为Co40CrNiMo合金的淬火温度对力学性能的影响。淬火温度一般选在1 120～1 180℃范围内。碳含量较高时，淬火温度应相应提高（多为1150～1180℃），以便提高塑性，进行元件生产所要求的大变形量（90%以上）加工。

②冷变形。Co40CrNiMo合金只有预先经过冷变形、回火后才能获得明显的强化效果。冷变形是这类合金强化的主要手段。变形度对Co40CrNiMoW合金丝强度和塑性的影响见图5.4-121。图5.4-122表明，变形度增大（图中的百分数）使强度的温度稳定性降低。所以耐热弹性元件不能采用很大的冷变形。一般弹性元件的变形度为30%～50%，只有轴尖、丝材等才采用大的（90%以上）变形度。

冷变形强化的机制有三种：位错滑移、孪生和强烈变形阶段产生的滑移相变γ→ε。它们还可为随后回火时的硬化过程打下有利基础。

③回火。淬火和冷变形后的合金要经过回火才能进一

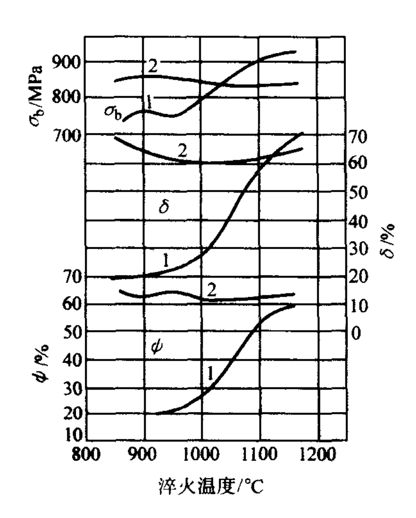


图 5.4-120　淬火温度对 Co40CrNiMo 合金力学性能的影响
1—合金含 w(C)0.15%；2—合金含 w(C)0.06%

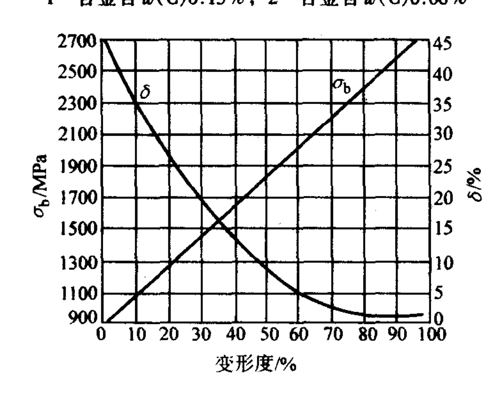


图 5.4-121　冷变形度对 Co40CrNiMoW 合金［含 w(Ce)、w(La)各 0.001%］**丝的强度和塑性的影响**

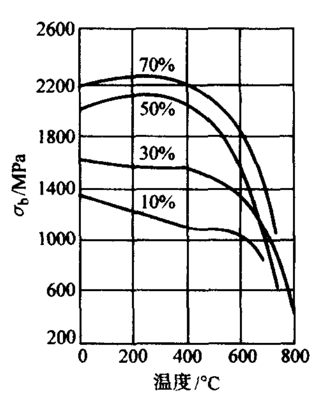


图 5.4-122　Co40CrNiMo 合金的强度与温度的关系

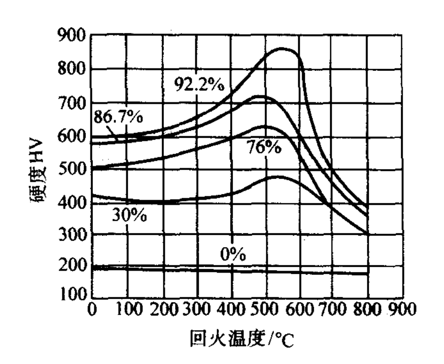


图 5.4-123　Co40CrNiMoW 合金在不同冷变形度下回火时的硬度变化

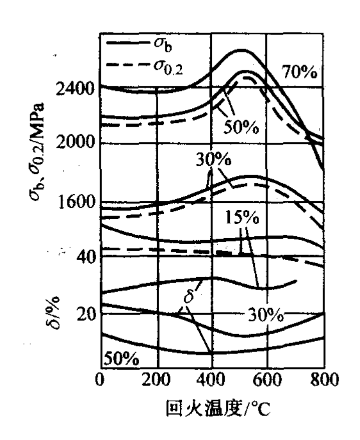


图 5.4-124　Co40CrNiMo 合金在不同冷变形度下回火时力学性能的变化

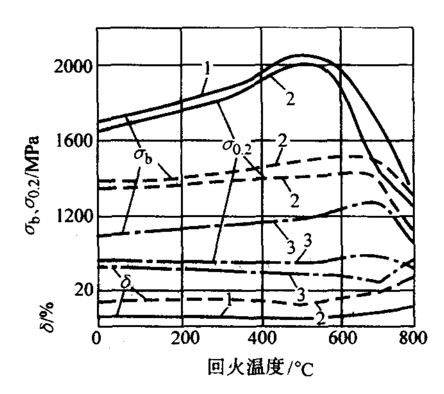


图 5.4-125　Co40CrNiMoWTiAl 合金在不同冷变形度下回火时力学性能的变化
冷变形度：1—50%；2—30%；3—15%

步提高强度。Co40CrNiMoW 合金经不同冷变形（图中百分数）后回火时的硬度变化如图 5.4-123 所示。未变形者，回火对硬度没有影响；经过冷变形者，随着变形度的增大，回火产生的硬化作用增强。图 5.4-124 和图 5.4-125 所示为 Co40CrNiMo 和 Co40CrNiMoWTiAl 合金在不同冷变形度下回火时力学性能的变化。变形度低（15%）时，回火的强化作用不大。含钨、钛、铝的合金，淬火后不经冷变形而回火时，虽有一定强化作用，但作用不大。

图 5.4-123 ~ 图 5.4-125 都表明，所有合金的回火强化作用皆随变形度的增大而增强。

回火温度的作用大致可分为两个阶段，在约 300 ~ 550℃之间，由于 $(Cr, Fe, Mo)_{23}C_6$、$(Cr, Fe, Mo, W)_{23}C_6$ 以及 $(Cr, Ni, Fe)_3(Ti, Al)$ 相析出，并快速进行回复和再结晶过程，合金的强度和硬度降低。强度和硬度的最大值大约出现在 500 ~ 550℃范围内。

合金的弹性极限和电阻率与冷变形度和回火温度的关系，具有类似的变化规律，如图 5.4-126 和图 5.4-127 所示。最大值也出现在 500 ~ 550℃范围内，惟电阻率随变形度的增大而降低。

经过冷变形的合金回火时，其滞弹性效应的降低与强度的提高是同时发生的，图 5.4-128 表明回火温度对合金的弹性后效 $\Delta\varepsilon$ 以及强度的影响。

为了获得全面良好的性能，钴铬镍钼弹性合金在淬火和冷变形后，多在 500 ~ 600℃的温度范围内回火。几种主要钴铬镍钼高弹性合金的热处理制度和力学性能见表 5.4-78。

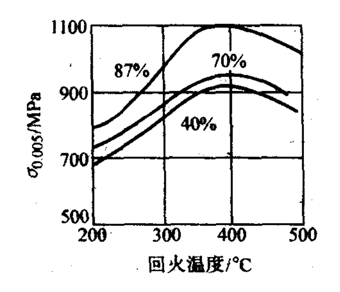


图 5.4-126 Co40CrNiMoWTiAl 合金丝（ϕ0.3 mm）的弹性极限与变形度和回火温度的关系

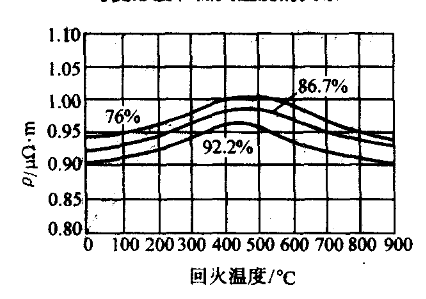


图 5.4-127 Co40CrNiMoW 合金丝的电阻率与变形度和回火温度的关系

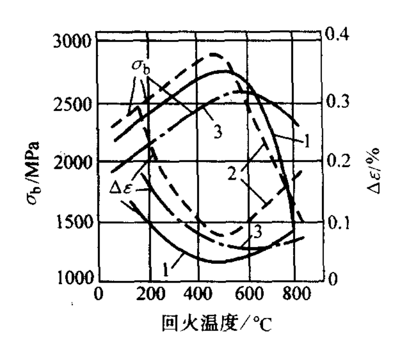


图 5.4-128 钴铬镍钼弹性合金的弹性后效（$\Delta\varepsilon$）和强度与回火温度的关系

1—Co40CrNiMo；2—Co40CrNiMoW；3—Co40CrNiMoWTiAl

3.2.4 铜基高弹性合金

这类合金的显著特点是，导电性和耐大气腐蚀性能很好。主要用于制造弹性敏感元件，也用于制作要求高导电性的弹性元件，例如电器中的刷片、簧片，仪表中的张丝、游丝等。

铜基弹性合金的合金元素有锡、铍、钛、锰、硅、磷、铬、镉、铝等。按照硬化特点，合金可分为加工硬化型和时效硬化型两类。

表 5.4-78 钴铬镍钼高弹性合金的热处理制度和力学性能

合 金	热处理制度与状态	抗拉强度 σ_b/MPa	屈服强度 $\sigma_{0.2}$/MPa	弹性极限 σ_e/MPa	弹性模量 E/GPa	伸长率 δ/%	硬度 HV	弹性模量温度系数 $\beta/10^{-6}K^{-1}$
Co40CrNiMo（3J21）	软化：1 150～1 180℃水淬 硬回火：淬火，≥70%～75%冷变形，500～550℃4 h回火，空冷	700～800 2 500～2 700	2 300～2 500	1 400～1 600	200	40～50 3～5	1 80～200 600～700	200～250
Co40CrNiMoW（3J22）	软化：1 150～1 180℃水淬 硬回火：淬火，≥85%冷变形，500～550℃4 h回火，空冷	700～750 3 000～3 200	2 300～2 800	1 650～1 700	210	40～50 4～6	180～200 ≥750	200～250
Co49CrNiMoWTiAl（3J24）	软化：1 150～1 180℃水淬 回火：淬火 500～550℃4 h回火，空冷 硬回火：淬火，≥85%冷变形，500～550℃4 h回火，空冷	700～800 900～1 100 2 000～2 200	350～400 400～500 1 800～2 000	≥1 200	220	55～60 30～40 4～6	140～160 550～600	200～250
Co42CrNiWMoMn（YC－11）	软化：1 100～1 160℃水淬 硬态：淬火，90%冷变形 硬回火：淬火，冷变形，500～600℃4 h回火	950～1 100		≥400 ≥1 100	≥180 ≥230	≥40	≥280 ≥560 ≥804	

（1）加工硬化型铜基弹性合金

这类合金应用最广的主要是各种锡青铜、硅青铜和某些白铜合金。它们的典型牌号、成分、性能、特点和应用见表 5.4-79。

表 5.4-79 加工硬化型铜基弹性合金的成分、性能和用途

合金（主要成分的质量分数）/%	最高工作温度/℃	线胀系数 $\alpha/10^{-6}K^{-1}$	密度 d /g·cm^{-3}	电阻率 ρ /$\mu\Omega\cdot$m	主要特点和用途
锡青铜 QSn6.5-0.1（Sn6.5，P0.1，Cu 余量）	100	17.2	8.8	0.128	良好的弹性、耐磨性、抗磁性和焊接性，耐大气和淡水腐蚀。用于膜片、波纹管、簧片等

续表 5.4-79

合金（主要成分的质量分数）/%	最高工作温度/℃	线胀系数 $\alpha/10^{-6}K^{-1}$	密度 d /g·cm^{-3}	电阻率 ρ /μΩ·m	主要特点和用途
锡青铜 QSn6.5-0.4（Sn6.5，P0.4，Cu 余量）	100	17.7	8.8	0.176	良好的弹性、耐磨性、抗磁性和焊接性，耐大气和淡水腐蚀。用于膜片、波纹管、簧片等，弹性略有提高，疲劳极限高，耐海水腐蚀，用于弹簧管、合金丝等
锡青铜 QSn4-3（Si64，Zn3，Cu 余量）		18.0	8.8	0.09	弹性低于 QSn6.5—0.1，但冷热加工性能优良，用于电表中游丝、张丝等
硅青铜 QSi3-1（Si3，Mn1，Cu 余量）		15.8	8.4	0.15	加工硬化后，有高的屈服极限和弹性极限，耐磨性优良，低温下塑性不降低，用于螺旋弹簧等
锌白铜 BZn15-20（Ni15，Zn20，Cu 余量）		16.6	8.6	0.26	化学稳定性高，冷热加工性能好，弹性优于 QSn6.5—0.1 等锡青铜，焊接性能略差，用于弹簧管、簧片等

锡青铜中加入 w(P)0.05% ~ 0.5%，能显著提高强度、弹性极限、弹性模量和疲劳强度。锡磷青铜是最重要的仪表弹簧材料。锡青铜中溶入一定量的锌，可改善力学性能，为保证塑性，加入量不得超过 4%（质量分数）。锡锌青铜有很好的耐蚀性，主要用于制造电器、精密机械中的板簧和圆簧件。硅能较多地溶于铜中，w(Si)低于 4% 的硅青铜塑性加工性能很好。为了改善性能，还加入少量锰、镍、锡等元素。硅锰青铜的加工性能和耐酸性能与不锈钢相近，在化工、海船、造纸和石油工业中用作弹簧材料，可制成板、棒、线材。含锌的铜镍合金（锌白铜）有高的强度、弹性和耐蚀性，在空气中不生锈，在各种盐溶液和有机酸中也极稳定，是仪器、精密机械、医疗器械中用途很广的弹性材料。

上述合金在 600 ~ 650℃或 700 ~ 750℃退火后，为 α 单相组织，硬度低，塑性好。它们不能由热处理强化，但可加工硬化。为了提高强度和获得高的弹性，一般只能采用冷变形加工。为了使弹性极限进一步提高和弹性后效降低，可在冷变形后进行短时间的低温回复退火。回复退火制度为：加热到 150 ~ 300℃，保温 0.5 ~ 1.0 h。回复过程中发生溶质原子与缺陷的交互作用，产生硬化效果，而不发生软化现象。

加工硬化型铜基弹性合金的热处理制度和力学性能见表 5.4-80。

表 5.4-80　加工硬化型铜基弹性合金的热处理和力学性能

合　金	热处理制度和合金状态	抗拉强度 σ_b /MPa	弹性极限[①] σ_e /MPa	弹性模量 E /GPa	伸长率 δ /%	硬度 HV
锡青铜 QSn6.5-0.1	软化：600 ~ 650℃，空冷	> 300			> 38	70 ~ 90
	硬态	> 550	350[①]	95	> 8	160 ~ 200
	特硬态	> 680	400[①]	115	> 2	
	60%冷变形					
	60%冷变形，260℃，1 h 回复退火		550			
锡青铜 QSn6.5-0.4	软化：600 ~ 650℃，空冷	> 300		112	> 38	80
	硬态	> 550			> 8	180
	特硬态	> 680			> 2	
锡青铜 QSn4-3	软化：600℃，空冷	> 300			> 38	60
	硬态	> 550		124	> 3	160
	特硬态	> 680			> 2	
	60%冷变形		440			
	60%冷变形，150℃，30 min 回复退火		530			
硅青铜 QSi3-1	软化：700 ~ 750℃，空冷	> 380			> 45	
	硬态	> 680		120	> 5	
	特硬态	> 750			> 2	
	60%冷变形		380			
	60%冷变形，275℃，1 h 回复退火		540			

续表 5.4-80

合　金	热处理制度和合金状态	抗拉强度 σ_b /MPa	弹性极限[1] σ_e /MPa	弹性模量 E /GPa	伸长率 δ /%	硬度 HV
锌白铜 BZn15-20	软化：700～750℃，空冷	>350		126	>35	77
	硬态	>550		140	>1.5	183
	特硬态	>650			>1.0	
	60%冷变形		500			
	60%冷变形，300℃，4 h 回复退火		620			

① 弯曲弹性极限。

(2) 时效硬化型铜基高弹性合金

1) 合金的特性　铍青铜和钛青铜具有高强度、高弹性、高弹性储能，良好的导电性和导热性，高的硬度和耐磨性；具有耐热、耐蚀、耐疲劳、耐低温，无磁性和冲击时不产生火花等特性；冷热加工性能良好，易钎焊和电镀，是综合性能最好的高导电弹性合金。它们广泛用于制造电器、仪表、精密机械中的重要弹性元件，特别是导电耐磨元件。铍青铜、钛青铜的主要牌号、成分、性能、特点和用途见表 5.4-81。

表 5.4-81　时效硬化型铜基弹性合金的成分、性能和用途

合金（主要成分的质量分数）/%	最高工作温度/℃	线胀系数 α /$10^{-6}K^{-1}$	密度 d /$g \cdot cm^{-3}$	电阻率 ρ /$\mu\Omega \cdot m$	主要特点和用途
铍青铜 QBe2（Be2，Ni0.4，Cu 余量）	150	16.6	8.2	0.06～0.10	弹性后效较小（H_{10}<0.2%），对大气海水有良好的耐蚀性，用于制造膜片、波纹管、弹簧管、游丝、张丝、簧片、耐磨零件
铍青铜 QBe1.9（Be1.9，Ni0.3，Ti0.2，Cu 余量）	150		8.3		有优越的疲劳极限，弹性极限高于 QBe2，对热处理时效的敏感性小，弹性后效较小（H_{10}<0.2%），对大气、海水有良好的耐蚀性，用于制造膜片、波纹管、弹簧管、游丝、张丝、簧片、耐磨零件
铍青铜 QBe1.7（Be1.7，Ni0.3，Ti0.2，Cu 余量）	150				特性大体与 QBe1.9 相似，但力学性能略低。用于制造膜片、波纹管、弹簧管、游丝、张丝、簧片、耐磨零件
钛青铜 QTi3.5（Ti3.5～4.0，Cu 余量）	150	16.6	8.6	0.12～0.57	力学性能与 QBe2 接近，成本较低，但耐蚀性和抗氧化性能较差。用于簧片、弹簧等
钛青铜 QTi6－1（Ti6，Al1，Cu 余量）	150	15.0	8.4	0.97	力学性能高于 QTi3.5，成本比铍青铜低。在 w（NaCl）10%中有较好的耐蚀性，耐疲劳性能好。用于簧片、弹簧等

铍青铜中加入微量 Ni、Co，能缓和过饱和固溶体的分解，抑制晶界反应和过时效的软化进程。钛青铜中加入少量 Al、Cr，能改善抗氧化性能和耐热性，提高时效硬化效果，提高硬度和强度。

2) 合金的热处理　由 Cu－Be、Cu－Ti 合金相图（图 5.4-129 和图 5.4-130）可知，铍青铜和钛青铜都是可热处理强化的合金。铍青铜加热到 780～800℃，钛青铜加热到 850～900℃，快冷，均可获得过饱和 α 固溶体，使塑性提高，硬度降低，便于元件的加工，并为时效硬化作准备。

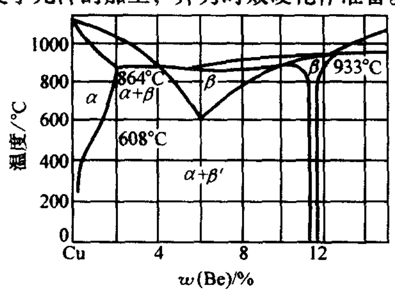


图 5.4-129　Cu－Be 合金相图（Cu 侧）

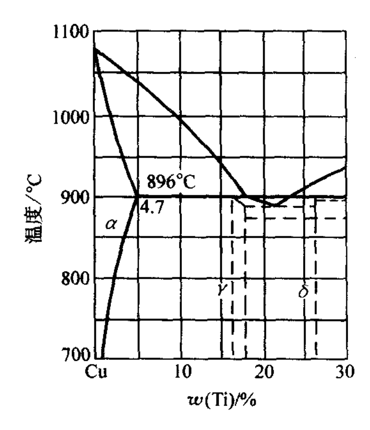


图 5.4-130　Cu-Ti 合金相图（Cu 侧）

固溶处理是影响元件质量和性能的关键。铍青铜固溶处理时需先用有机溶剂清洗表面，在保护气氛中加热，保温后迅速淬入 25～30℃以下的冷却水中，并立即烘干，避免锈蚀。

合金淬火后时效，过饱和 α 固溶体分解，发生时效硬化

过程。图 5.4-131 表明铍青铜在不同温度下时效时性能的变化。合金的时效硬化效果强烈，时效制度一般为：300～330℃，1～3 h。钛青铜时效制度以 400～450℃，2～8 h 为最好。时效时要防止氧化、畸变和表面污染。

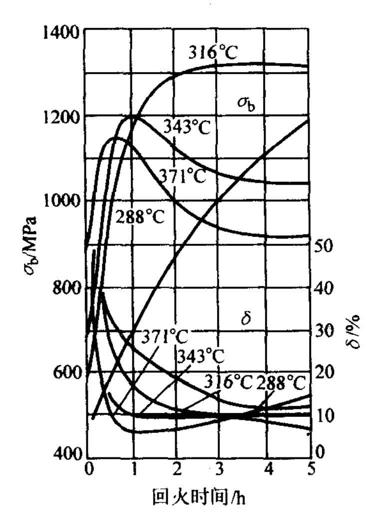


图 5.4-131 铍青铜 [w(Be)1.9%，w(Co)0.2%] 淬火后在不同温度下回火时性能的变化

铍青铜、钛青铜都是应变时效倾向性较强烈的合金。时效前的冷变形能促进时效时的时效硬化过程，提高合金的强度和弹性。图 5.4-132 表示铍青铜经淬火和冷变形后时效时性能的变化。同图 5.4-131 相比，强度显著提高，塑性和导电率降低，图 5.4-133 显示冷变形度对时效时弹性极限的影响。在时效峰值（300～350℃）以前，弹性极限随变形度增大而提高。为了获得较好的综合性能，冷变形合金比未冷变形合金的时效温度略低。冷变形度一般为 20%～40%。

时效硬化型铜基高弹性合金的热处理和力学性能见表 5.4-82。

3.2.5 高弹性超高强度钢

高强钢和超高强度钢具有高的弹性，可以用作弹性和弹性敏感元件。具有高弹性的超高强度钢，主要是时效硬化型半奥氏体沉淀硬化不锈钢和马氏体时效钢两种。它们都极耐腐蚀，属于超高强度不锈钢。

(1) 半奥氏体沉淀硬化不锈钢

1) 钢的特性　由于铬镍含量不高，奥氏体较易转变为马氏体。常在淬火奥氏体状态下成形加工，制造元件，而通

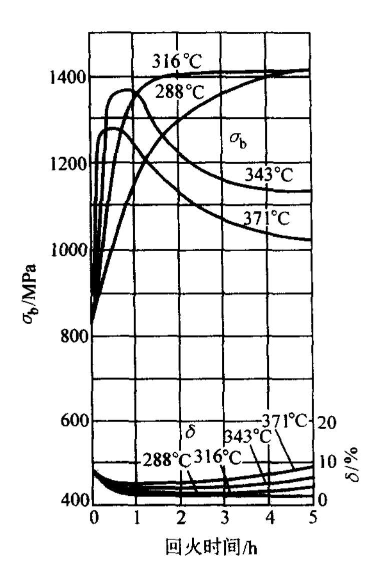


图 5.4-132 铍青铜（w(Be)1.9%，w(Co)0.2%）淬火和冷变形后在不同温度下回火时性能的变化

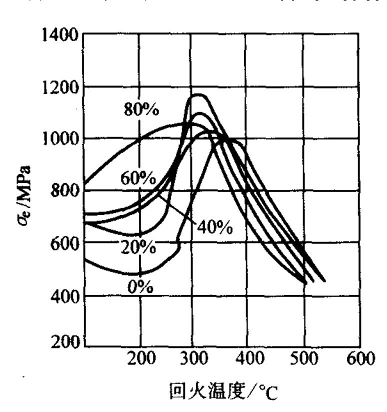


图 5.4-133 冷变形度对铍青铜 [w (Be) 2%] 时效时弹性极限的影响

过调整（或稳化）处理、深冷处理或冷变形，使奥氏体转变为马氏体；最后进行回火，使硬化相析出，提高钢的强度和弹性。这类钢的性能优于 3J1 合金。耐蚀性好，焊接性能好，淬透性高，可用于制作在较高温度下工作的元件，但有磁性。主要的高弹性不锈钢及其性能、特点和用途见表 5.4-83。

表 5.4-82 时效硬化型铜基弹性合金的热处理和力学性能

合　金	热处理制度和合金状态	抗拉强度 σ_b/MPa	弹性极限[①] σ_e/MPa	弹性模量 E/GPa	伸长率 δ/%	硬度 HV
铍青铜 QBe2	软化：780～800℃，氨气保护，水冷	400～600			>30	<130
	硬态	>650			>2.5	>170
	软时效：310～330℃，2 h	>1 150	750[①]	110	>2	>320
	硬时效：310～330℃，2 h	>1 200	820[①]	130	>1.5	>360
铍青铜 QBe1.9	软化：780～800℃，氨气保护，水冷	400～600			>30	<120
	硬态	>650			>2.5	>160
	软时效：310～330℃，2～2.5 h	>1 150	780[①]	115	>2	>350
	硬时效：310～330℃，2～2.5 h	>1 200	870[①]	135	>1.5	>370
铍青铜 QBe1.7	软化：780～800℃，氨气保护，水冷	440		107	50	<120
	硬态	>600			>2.5	>150

续表 5.4-82

合　金	热处理制度和合金状态	抗拉强度 σ_b/MPa	弹性极限[1] σ_e/MPa	弹性模量 E/GPa	伸长率 δ/%	硬度 HV
铍青铜 QBe1.7	软时效：310～330℃，2 h	1 150		124	3.5	>310
	硬时效：310～330℃，2 h	>1100		130	>2	>340
钛青铜 QTi3.5	软化：850～900℃，水冷	<500		122	>30	120～130
	冷轧	700～900		125	2.5～4.5	230～260
	硬时效：400℃，2 h	960～1 160	800	139	5～11	310
钛青铜 QTi6-1	软化：850～900℃，水冷	400～600			3.0	140
	硬态	850		120	2.5	200
	软时效：450℃，2 h	1 100	610	126	2	320
	硬时效：420℃，2 h	1 200	790	128	1.5	350

① 为弯曲弹性极限。

表 5.4-83　几种高弹性不锈钢的成分、性能和用途

合　金（主要成分的质量分数）/%	最高工作温度 /℃	线胀系数 $\alpha/10^{-6}K^{-1}$	密度 d /g·cm⁻³	电阻率 ρ /μΩ·m	主要特点和用途
0Cr17Ni7Al（Cr17，Ni7，Al1，C≤0.09，Fe余量）	400	（20～300℃）17.5（固溶处理）11.8（高温调整）10.9（中温调整）12.0（冷变形）	7.65～7.67	0.84～0.87	对氧化性腐蚀介质有良好的耐蚀性，焊接性，高温性能好。用于弹簧和结构
0Cr15Ni7Mo2Al（Cr15，Ni7，Mo2，Al1，C≤0.09，Fe余量）	430	（20～320℃）15.3（固溶处理）10.1（高温调整）11.0（中温调整）	7.68～7.80	0.80～0.82	淬火后塑性优于3J1，易加工成深波纹膜片，回火后弹性很好，具有特别高的蠕变强度。冷处理后回火变形很小，用于膜片，弹簧等
0Cr14Ni8Mo2Al（Cr14，Ni8，Mo2，Al1，C0.05，Fe余量）	425		7.68～7.95		性能与0Cr15Ni7Mo2Al相似，由于碳含量较低，抗晶界腐蚀能力和韧性较高，在400℃左右有较好的高温稳定性。用途相同
Cr12Mn5Ni4Mo3Al（Cr12，Mn5，Ni4，Mo3，Al1，C≤0.09，Fe余量）		（20～100℃）16.21（固溶处理）13.74（回火）	7.71～7.80	0.797	固溶处理后不必进行中温调整，直接冷处理和回火，可获得良好综合力学性能。也可在固溶处理后经不同冷变形和回火获得很高的强度。用于弹簧等

2）钢的热处理　这类钢的热处理包括淬火、调节处理和回火等三个步骤。

① 淬火。为了保证良好的成形工艺性能，一般从1 000～1 060℃空冷，进行高温固溶处理。得到的组织为过饱和奥氏体（有少量残留δ铁素体），塑性比3J1合金还好，可进行形状复杂的元件的成形加工。

② 调节处理。淬火状态的合金，马氏体点（M_s和M_f）都在室温以下。要使合金得到马氏体，并调节到一定的数量，以满足强化的要求，必须进行调节性的加工处理。主要的处理方法是调整处理、深冷处理、冷变形等。

a）调整处理。这种处理是指经固溶处理和加工后的元件，重新进行加热淬火。0Cr17Ni7Al钢的M_s点与调整处理温度的关系如图5.4-134所示。在加热温度下，从奥氏体中析出碳化物，M_s点上升，奥氏体稳定性降低，空冷后生成的马氏体量增多。这时残留的δ铁素体不完全分解，仅在δ/γ相界面上析出碳化物（$Cr_{23}C_6$）；而残留的奥氏体只能在随后的回火过程中进行分解。

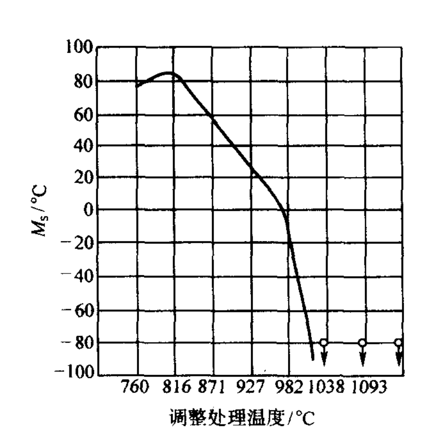


图 5.4-134　0Cr17Ni7Al钢的Ms点与调整处理温度的关系

0Cr17Ni7Al钢在700～800℃范围内进行调整加热时，碳化物的析出速度和析出量最大，使M_s点升高的效果最好

（可由 -100℃以下升高到50℃以上）。在950℃左右的调整称高温调整，750℃左右的调整为中温调整。

b）深冷处理。0Cr17Ni7Al 钢经 1 065℃固溶处理后，M_s 点低于室温，M_f 点低于 -120℃。经 950℃高温调整处理后，M_s 点上升到约 60℃，M_f 点上升到约 -80℃。固溶处理后在 -130℃以下深冷处理，或固溶、调整处理后在 -73℃以下深冷处理（在酒精和干冰的饱和溶液中冷却），均可得到以马氏体为主的组织。深冷处理的效果列于表 5.4-84 中。

表 5.4-84　Cr15Ni9Al 钢在不同热处理制度下的马氏体量和力学性能

热处理规范			马氏体量/%	σ_b /MPa	σ_s /MPa	δ /%	ψ /%	a_K /J·cm^{-2}
淬火/℃	冷处理/℃	回火/℃						
975			0	930	240	24	63	340
975	-70		35～40	1 100	900	24	60	120
975		500	0	950	300	34	62	350
975	-70	500	35～40	1 380	1 100	19	55	750

c）冷变形。沉淀硬化不锈钢属于不稳定的马氏体钢。在固溶处理后的奥氏体状态下，冷变形能促进碳化物析出，使马氏体转变温度提高，并最后转变为马氏体。冷变形对 0Cr17Ni7Al 钢马氏体量和硬度的影响如图 5.4-135 所示。在冷变形量达 50%～60%时，奥氏体基本上转变为马氏体。冷变形对 0Cr17Ni7Al 钢的弹性极限和对 0Cr15Ni9Al 钢的马氏体量及力学性能的影响见图 5.4-136 和图 5.4-137。冷变形能显著地提高钢的强度和弹性，而且变形量越大，强度和弹性提高也越多，但塑性下降。

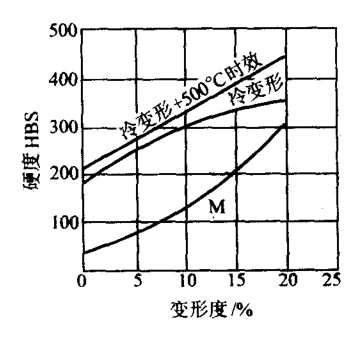


图 5.4-135　冷变形对 0Cr17Ni7Al 钢马氏体量和硬度的影响

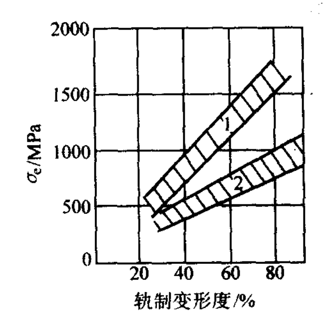


图 5.4-136　冷轧变形对 0Cr17Ni7Al 钢弹性极限的影响

1—冷轧（E = 170 GPa）；2—475℃回火 1 h（E = 180 GPa）

③ 回火。经调整处理、深冷处理或冷变形后，为了进一步提高强度和弹性，需进行回火处理，使马氏体中析出金属间化合物，并使残留奥氏体分解。回火温度对淬火和冷处理之后的 Cr15Ni9Al 钢力学性能的影响见图 5.4-138。较佳的回火温度在 450～500℃范围内。弹性和硬度与回火时间之间的关系如图 5.4-139 所示。

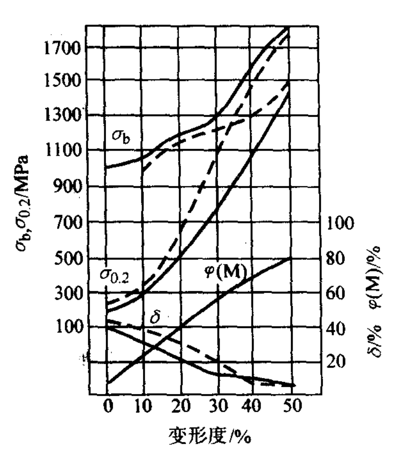


图 5.4-137　冷轧变形对 Cr15Ni9Al 钢中马氏体量和力学性能的影响

实线—冷轧；虚线—480℃回火 1 h

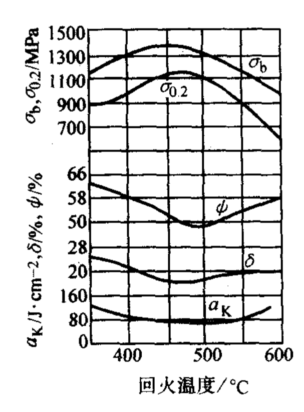


图 5.4-138　回火温度对 Cr15Ni9Al 不锈钢力学性能的影响

（钢经 975℃淬火，-70℃、3 h 冷处理）

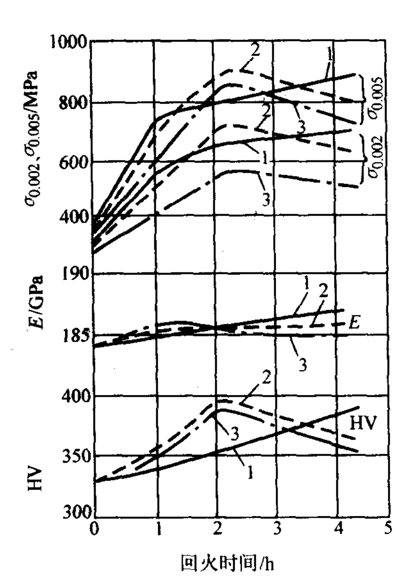


图 5.4-139　Cr15Ni9Al 不锈钢在不同温度下回火时弹性和硬度随时间的变化

（钢经 1 000℃淬火，-70℃、4 h 冷处理）

1—425℃；2—450℃；3—475℃

几种主要半奥氏体沉淀硬化不锈钢的热处理制度和力学性能见表 5.4-85。

(2) 马氏体时效钢

表 5.4-85 几种高弹性不锈钢的热处理及力学性能

合金	热处理制度与合金状态	抗拉强度 σ_b /MPa	屈服强度 $\sigma_{0.2}$ /MPa	弹性模量 E /GPa	伸长率 δ /%	硬度 HV
0Cr17Ni7Al	固溶处理：1 030～1 050℃，空冷	910	280		35	165
	高温调整：1 030～1 050℃，空冷＋950～960℃	930	290		19	165
	冷处理：1 030～1 050℃，空冷＋（－73℃）8 h	1 230	880		9	348
	回火：1 030～1 050℃，空冷＋450～500℃，4 h	1 620	1 520		7	470
	中温调整：（固溶处理后）750～760℃，1.5 h	1 020	700		9	295
	回火：1 030～1 050℃，空冷＋550～575℃，1.5 h	1 410	1 360		6	460
	50%冷变形（固溶处理后）	1 510	1 300		5	430
	回火：1 030～1 050℃，空冷＋480℃，20～30 min	1 760	1 690	206.5	2	528
0Cr15Ni7Mo2Al	固溶处理：1 030～1 050℃，空冷	910	380		30	183
	高温调整：1 030～1 050℃，空冷＋950～960℃	1 050	280		12	165
	冷处理：1 030～1 050℃，空冷＋（－73℃）8 h	1 260	880		7	392
	回火：1 030～1 050℃，空冷＋450～500℃，4 h	1 690	1 510	204	6	510
	中温调整：（固溶处理后）750～760℃，1.5 h	1 010	670		7	270
0Cr15NiMo2Al	回火：1 030～1 050℃，空冷＋550～575℃，1.5 h	1 470	1 400	204	7	460
	50%冷变形（固溶处理后）	1 540	1 330		5	460
	回火：1 030～1 050℃，空冷＋480℃，20～30 min	1 860	830		2	540
0Cr14Ni8Mo2Al	固溶处理：975～1 000℃，空冷	880	390		25	176
	高温调整：975～1 000℃，空冷＋925，1 h					
	冷处理：975～1 000℃，空冷＋（－73℃），8 h					
	回火：975～1 000℃，空冷＋500℃，1 h	1 650	1510		5	528
Cr12Mn5Ni4Mo3Al	固溶处理：1 040～1 060℃，空冷	1 160		189	24	185
	冷处理：1 040～1 060℃，空冷＋（－78℃）	1 430	1 050	193	16	440
	回火：1 040～1 060℃，空冷＋（520±10℃），1～2 h	1 640	1 440	203	16	516
	冷变形回火：(固溶处理后)冷变形＋(520±10℃),1～2 h	1 650～2 400		213		

1）钢的特性　这类钢主要是 Fe-Ni、Fe-Ni-Co、Fe-Ni-Cr、Fe-Cr-Co 系中加入 Mo、Ti、Al 等元素的合金钢，牌号有 Ni18Co9Mo5Ti、Ni10Cr12Cu2TiNb、Ni20TiZrB 等。它们的成分、性能见表 5.4-86。其特点是弹性极限很高，弹性储能很高，而滞弹性效应很小，且弹性模量温度系数可以调节。用它们制造的气压膜盒敏感元件，比用铁镍铬合金（例如 Ni36CrTiAl 或 Ni36CrTiAlMo8）制造者具有更低的弹性滞后。

表 5.4-86 高弹性马氏体时效钢的成分和性能

钢号	化学成分（质量分数）/%							回火温度①/℃	力学性能					
	C	Ni	Co	Mo	Ti	Al	Cr		σ_b /MPa	$\sigma_{0.2}$ /MPa	ψ /%	δ /%	HRC	a_K /MJ·m^{-2}
Ni18Co9Mo5Ti	≤0.03	17.7～19.0	8.5～9.5	4.6～5.5	0.5～0.8	0.15	—	500	2 200	1 950	—	8	55	0.35
Ni18Co12Mo5Ti2	≤0.03	17.0～18.0	11.8～13.2	3.3～4.2	1.5～1.9	0.20	—	500	2 450	2 350	35	7	60	—
Ni16Co4Mo5Ti2Al	≤0.03	15.0～17.0	4.0～5.0	4.0～5.0	1.5～1.9	0.15～0.35	—	480	2 050	1 980	40	7.5	55	0.20
Ni17Co12Mo5Ti	≤0.01	17.0～18.0	11.5～12.5	4.5～5.0	1.3～1.9	—	—	500	2 050	2 000	45	8	54	0.30

续表 5.4-86

钢号	化学成分（质量分数）/%							回火温度①/℃	力学性能					
	C	Ni	Co	Mo	Ti	Al	Cr		σ_b/MPa	$\sigma_{0.2}$/MPa	ψ/%	δ/%	HRC	a_K/MJ·m^{-2}
Ni18Co14Mo5Ti	≤0.03	17.0～19.0	13.0～15.0	4.5～5.5	1.1～1.6	0.15	—	480	2 400	—	35	9	57	—
Ni18Cr12Co5Mo3Ti	≤0.03	17.0～19.0	5.0～6.0	2.0～3.0	0.8～1.2	0.15～0.35	11.5～12.5	480	1 700	1 600	55	10	48	0.50
Ni10Cr11Mo2Ti	≤0.03	9～11.0	—	2.0～3.0	0.8～1.2	0.15～0.35	9.5～10.5	500	1 550	1 480	50	8	46	0.50

① 奥氏体化温度为 880～1 000℃。

这类马氏体时效钢因碳、氮含量低而具有高的塑性和低的强化系数，塑性加工工艺性能极好，在固溶状态下能承受很大的冷变形或成形加工，无需中间软化退火。经时效处理析出大量中间相后，强度可大大提高，却仍保持很高的韧性。

2）钢的热处理 马氏体时效钢中存在固溶强化、马氏体强化、加工硬化和时效硬化等四种强化机制，所以热处理有四个层次。

① 退火。马氏体时效钢的综合力学性能水平很高，工艺性能也很好，但杂质对性能的影响很大。强度级别高的钢需采用真空冶炼，成分不均特别是钛的偏析倾向性很大，存在碳氮化合物或金属间化合物沿晶间析出造成热脆性的危险。退火可使这些化合物溶入固溶体，既可消除上述疵病，又能充分发挥固溶强化的作用，退火温度为 1 200～1 260℃（不含铜的钢）。

② 淬火。w(Ni)含 18%的马氏体时效钢的热处理工艺曲线如图 5.4-140 所示。

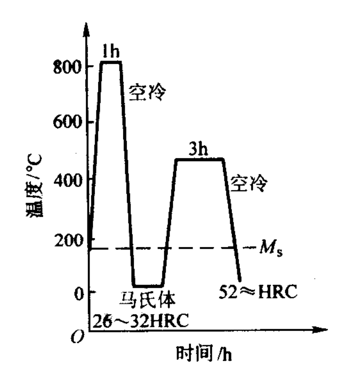


图 5.4-140 含 w(Ni)18%的马氏体时效钢的热处理工艺曲线

马氏体时效钢的 Ac_3 约为 730～760℃，加热到达 800℃以上即可完全奥氏体化。这种钢的淬透性很好，空气冷却能够转变为马氏体，且不发生变形与开裂，故适于制造大截面和形状复杂的弹簧和弹性元件。冷却时在大约 155～100℃的温度区间内奥氏体转变为马氏体，室温下残留奥氏体含量很少。

提高马氏体时效钢的淬火温度，会使晶粒长大，弹性极限降低（见图 5.4-141），所以淬火温度一般采用 810℃或稍高一些，或者在 A_3 以上 50～200℃。

③ 回火。图 5.4-141 说明，马氏体时效钢回火时，强度和弹性极限因发生时效过程而继续提高，在大约 450～500℃范围内达到极大值。w(Ni)18%的钢多在 480℃左右回火。

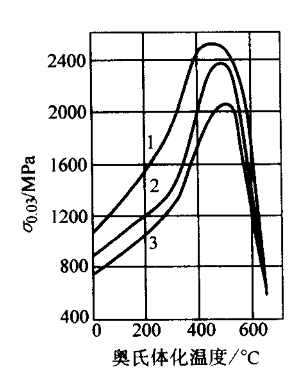


图 5.4-141 Ni16Co4Mo5Ti2Al 钢奥氏体化温度对弹性极限的影响

1—800℃；2—900℃；3—1 200℃
（变形度 60%，回火 1 h）

马氏体时效钢的回火过程具有明显的阶段性。图 5.4-142 所示的 Ni18Co8Mo5Ti 钢的 500℃回火曲线可分为三个阶段：第一阶段，强度和弹性急剧增大，此时合金元素原子发生迁移，形成气团，并同时发生位错分解；第二阶段，强度继续升高，但趋势减弱，此时新相形核并长大；第三阶段，强度下降，新相长大至一定临界大小，与母相的共格关系破坏，发生聚集，位错密度降低。回火时间的确定，应以保证第二阶段充分发展为原则。为了充分发挥时效强化的作用，可采用双重时效处理。例如，先在 560℃回火 1 h，再在 400℃回火 2 h。

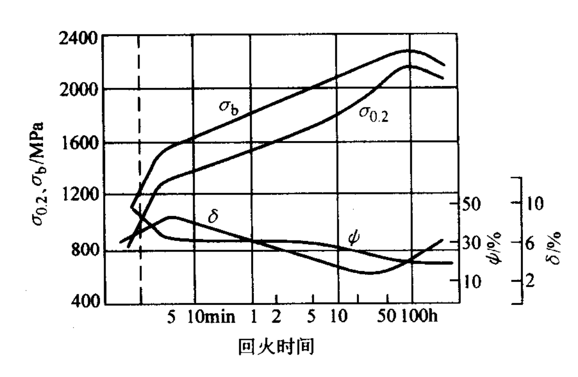


图 5.4-142 Ni18Co8Mo5Ti 钢在 500℃回火时力学性能的变化

④ 变形。马氏体时效钢在淬火状态下塑性极好，且在大量变形（轧带、拔丝）时仍不降低。在略高于 M_s 点的温度下变形时，由于能生成晶体缺陷较多的形变马氏体，增大其随后回火时的分解趋势以及强化相的形核，而使强度特别是弹性极限明显提高（见表 5.4-87）。Ni18Co8Mo5Ti 钢弹簧

带经不同量变形后，强度和弹性极限随回火温度的变化如图 5.4-143a、b 所示。

表 5.4-87 Ni18Co8Mo5Ti 钢在不同回火温度时的弹性性能

热处理制度	弹性极限 σ_e /MPa	平均热弹性系数 $/10^{-6}K^{-1}$	
		+20～100℃	+20～150℃
810℃，20 min 水淬；480℃，3 h 回火	2 000	-212	-217
810℃，20 min 水淬；570℃，3 h 回火	1 550	-172	-255
810℃，20 min 水淬；600℃，3 h 回火	1 380	-36	-33
810℃，20 min 水淬；620℃，3 h 回火	1 250	0	-44
810℃，20 min 水淬；650℃，3 h 回火	1 100	-52	-58
815℃油淬；84%变形；520℃，3 h 回火	2 250	-160	-234
815℃油淬；84%变形；550℃，3h 回火	2 050	78	-11
815℃油淬；84%变形；580℃，3 h 回火	1 000	-72	-43

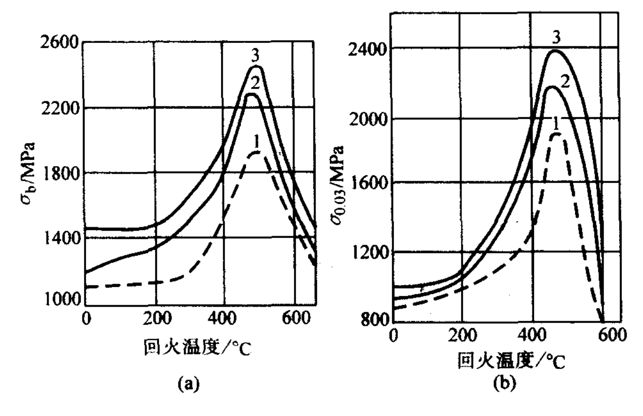


图 5.4-143 Ni18Co8Mo5Ti 钢弹簧带经不同量变形后强度（a）和弹性极限（b）与回火温度的关系
变形量：1—0%；2—60%；3—75%

3.3 恒弹性合金的热处理

恒弹性合金又称埃林瓦合金，特点是弹性模量不随温度变化或变化不大，在常温附近基本上保持恒定值。一般规定在 -60～100℃范围内弹性模量温度系数 $\beta \leqslant 120\times10^{-6}/℃$。同时要求这类合金有较高的强度和弹性模量、较低的弹性后效及较好的耐蚀性。

恒弹性合金广泛用于制造无需恒温和补偿的精确控制装置的弹性敏感元件，以及各种频率元件。可制造特殊钟表机构的游丝和弹簧、各式叠片弹簧、平卷簧和螺簧、电力滤波器的谐振器、气盒、膜盒、传声器、波登管、电动机速度调节器、压力传送器等。

目前主要使用的恒弹性合金为 Fe-Ni-Cr 和 Fe-Ni-Co 系的铁磁性合金。它们在居里点以下都保持有很小的弹性模量温度系数，但对化学成分和热处理特别敏感。它们的弹性和强度较高。按照强化相的特性，恒弹性合金大致分为碳化物强化型和金属间化合物强化型两类。前者应用渐少，后者的综合性能较好，应用较广。为了克服磁性的影响，现已开发出反铁磁性 Mn-Cu 系恒弹性合金和顺磁性 Nb-Zr 系恒弹性合金。

3.3.1 碳化物强化型恒弹性合金

（1）合金的特性

图 5.4-144 为 Fe-Ni 合金的弹性模量温度系数曲线。在 w(Ni)28%～44% 范围内，合金弹性模量温度系数为正值，在 w(Ni)为 36%左右时弹性温度系数达最大值，当 w(Ni) 在 28%和 44%时其弹性温度系数为零值。但此两合金对成分的偏离极敏感，具有极大的 ΔE_λ 效应（由磁致线伸缩引起的弹性模量的变化）。加入 Cr 能大大降低合金的弹性模量温度系数。由图 5.4-145 可见，当 w(Cr)增加到 12%时，合金的弹性模量温度系数曲线下移至零度以下，且对应于 w(Ni) 36%合金的曲线的极大点变得较为平坦，降低了该成分合金的弹性模量温度系数对成分偏离的敏感性。最早出现的恒弹性合金为 Fe-36%Ni-12%Cr 成分（质量分数）的合金，此即为经典的埃林瓦合金。

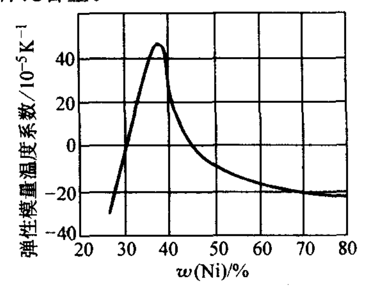


图 5.4-144 Fe-Ni 合金的弹性模量温度系数曲线

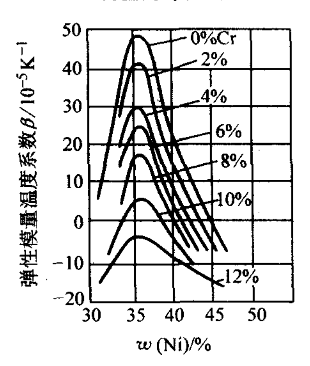


图 5.4-145 Cr 含量对 Fe-Ni 合金弹性模量温度系数曲线的影响
（图中的 Cr 为质量分数）

Fe-36%Ni-12%Cr 合金为单相奥氏体合金，弹性模量和强度比较低，可加入碳 w(C)(0.6%～1.2%) 和碳化物形成元素钨、钼等，形成稳定的复杂碳化物来进行强化。这同时降低了饱和磁致伸缩系数 λ_S，抑制了 ΔE_λ 效应。此类合金的优点是弹性模量温度系数比较稳定，且 $\beta=0$ 的回火温度接近于游丝的定型温度（见图 5.4-146）。但其塑性较低，加工性能较差，内耗大，耐蚀性差，而且磁性较强。主要用于制造形状比较简单的弹性元件，如游丝等。

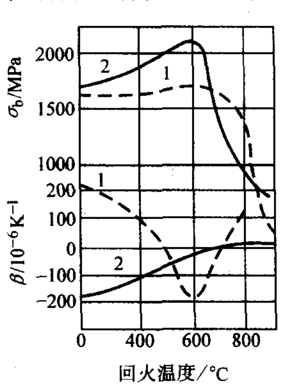


图 5.4-146 回火温度对 Fe-36%Ni-12%Cr 合金抗拉强度及弹性模量温度系数的影响

这类合金的牌号不多，适用作钟表游丝的合金是 Ni35CrMoW，其化学成分见表 5.4-88。

表 5.4-88　Ni35CrMoW 合金的化学成分（质量分数）%

Ni	Cr	W	Mo
34.3～35.7	8.5～9.5	0.55～0.85	1.8～2.2
C	Si	Mn	Fe
1.14～1.20	0.2～0.4	0.8～0.9	余量

(2) 合金的热处理

Ni35CrMoW 为时效硬化型合金，其热处理基本上包括淬火和回火两步。

1) 淬火　Ni35CrMoW 合金游丝的走时温度误差主要与淬火温度有关。

淬火在真空中进行。加热时，合金中的碳化物溶解，γ 固溶体中铬、钼、钨的含量增大，因而镍含量相对降低，如图 5.4-147 所示。与此同时，合金淬火后强度、硬度及电阻率提高，固溶体晶格常数增大，如图 5.4-148 所示。淬火加热温度在 900～1 050℃范围内增高时，合金中的碳化物急剧减少，基体中的 Ni 含量很快降低（见图 5.4-147）。镍含量对最佳成分的少许偏离［如 0.3%～0.7%（质量分数）］，皆导致合金走时温度误差的显著增大［0.5～1.0s/（℃·24 h）］。

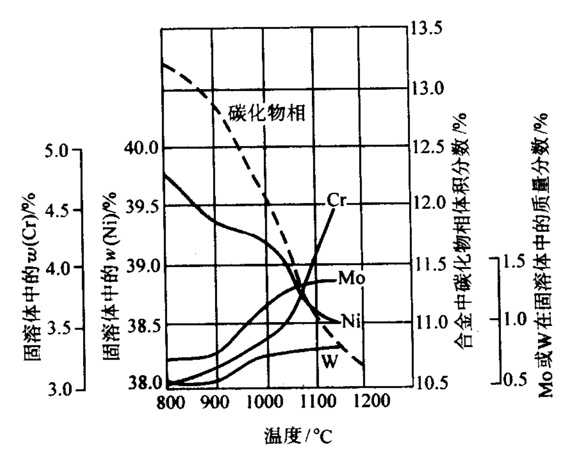


图 5.4-147　Ni35CrMoW 合金淬火加热时碳化物相含量和固溶体中 Ni、Cr、Mo、W 含量的变化

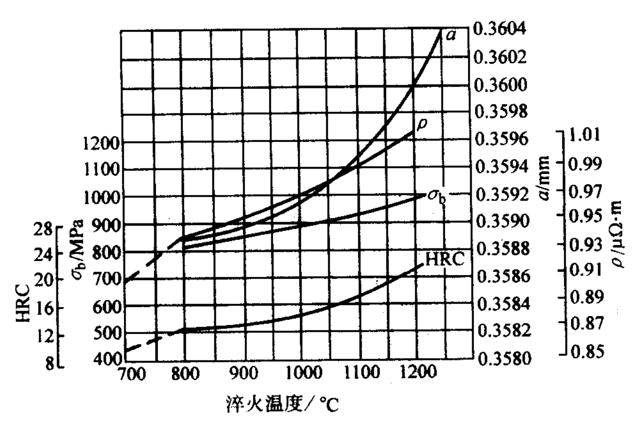


图 5.4-148　Ni35CrMoW 合金淬火加热时物理、力学性能的变化

淬火后的冷变形能进一步提高合金的强度。随淬火温度的提高，加工硬化的效果显著增大（见表 5.4-89）；但游丝半成品（ϕ0.3 mm）的变形度达 95%，并在成形时会产生脆性。为了避免脆性和获得成分适宜的固溶体，淬火温度一般采用 950～1 000℃。

表 5.4-89　Ni35CrMoW 合金在不同温度下淬火及冷变形后的强度

在真空中淬火的温度/℃	抗拉强度 σ_b/MPa	
	在真空中淬火后	冷变形后
900	800	1 150
1 000	820	1 270
1 050	860	1 320

2) 回火　回火应在真空炉或惰性气体保护炉中进行，炉温要均匀。

回火时，从淬火或淬火后冷变形的合金中析出 $(Fe, Cr, Mo, W)_7C_3$ 型复杂碳化物而使合金强化。图 5.4-149 表明，淬火未变形的合金回火时，晶格常数 a 的变化不大；淬火后变形的合金回火时，a 显著减小，而且变形度越大，a 值的减小越多，合金出现最低 a 值的回火温度也越低。淬火后的冷变形可强烈促进合金的时效过程，增强碳化物弥散硬化的效果。

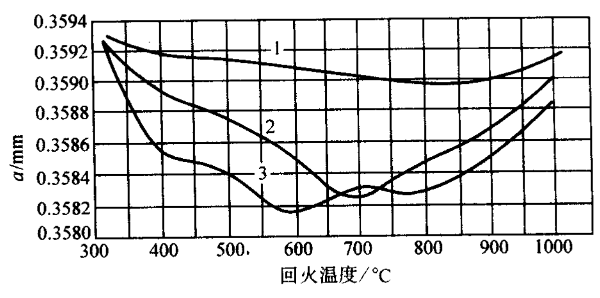


图 5.4-149　回火温度对 Ni35CrMoW 合金基体晶格常数的影响（回火时间 5 h）

变形度：1—0%；2—40%；3—90%

图 5.4-150 表明，在 400～550℃间回火时合金的强度最高，淬火后不冷变形的合金强度变化不大；淬火后冷变形的合金的强化效果显著。变形度越大，强度提高越多。在相同变形度下回火时，淬火温度高的（1 050℃）比淬火温度低的（900℃）强度高。

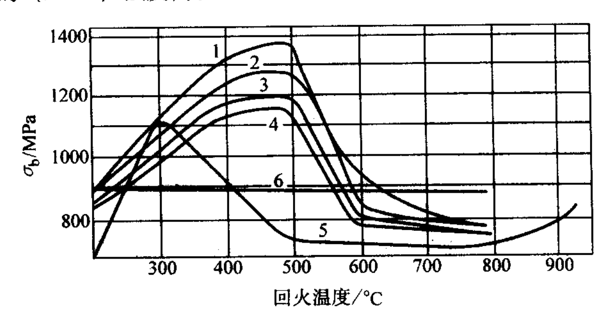


图 5.4-150　回火温度对 Ni35CrMoW 合金经不同温度淬火和冷变形时强度的影响

1—1 050℃水淬，ε = 63%；2—1 050℃水淬，ε = 40%；3—900℃水淬，ε = 63%；4—900℃水淬，ε = 40%；5—退火，ε = 63%；6—900℃水淬

对于 Ni35CrMoW 合金丝半成品，在加工成游丝时，最后一次总变形度一般应大于 90%；为了便于游丝的定型，回火温度皆定为 500～550℃。

3.3.2　金属间化合物强化型恒弹性合金

(1) 合金的特性

Fe-Ni-Cr 埃林瓦合金中加入 Ti，热处理后弥散析出金属化合物 Ni_3Ti、$(Fe, Ni)_3Ti$，使弹性和强度大大提高。这类合金的弹性模量温度系数 β 和频率温度系数 β_f 小，弹性和强度较高，膨胀系数低，弹性后效较小，耐蚀性较好。合金的塑性良好，易于加工成各种形状复杂的弹性元件。缺点是对磁场比较敏感，使用温度范围较窄，对化学成分和热处理参数的变化也比较敏感。

这种合金的应用主要分三方面。第一，是制造各种频率元件，如机械滤波器中的振子，频率谐振器中的音叉，谐振继电器中的簧片和延迟线等，要求合金具有小的频率温度系数。第二，是制造各种弹性元件，如波纹膜盒、波登管、精密弹簧等，要求合金的弹性模量温度系数 β 与膨胀系数 α 的负值相同，即 $\beta=-\alpha$，以保证 $\beta_f=0$ $(\beta=2\beta_f-\alpha)$。第三，是制造仪器和钟表的游丝，要求合金的 β 为正值。总之，根据用途的特点，合金的弹性模量温度系数和频率温度系数皆有一定要求，而这些都是可以由合金的化学成分和热处理来调节控制。

Fe-Ni-Cr 合金中加入少量 Ti 后，部分 Ti 与 Ni 形成强化相。为了保证基体成分符合于 β 较稳定的最佳 Ni 含量 [w(Ni)36%]，合金中的总 Ni 含量应比碳化物强化型合金高。加 Ti 可降低基体弹性模量温度系数。合金加钛后 Cr 含量可以减少 [w(Cr)≤12%]。Cr、Ti 亦可部分由 Mo、Cu 来代换，这还可以在一定温度范围内降低合金的弹性模量温度系数。主要的金属间化合物弥散强化型恒弹性合金的成分、性能和用途见表 5.4-90。

(2) 合金的热处理

表 5.4-90 金属间化合物弥散强化型恒弹性合金的成分、性能和用途

合金（主要成分的质量分数）/%	工作温度范围/℃	线胀系数 $\alpha/10^{-6}K^{-1}$	密度 d /$g\cdot cm^{-3}$	电阻率 ρ /$\mu\Omega\cdot m$	居里点 T_c /℃	主要特点和用途
Ni42CrTiA (3J53)① (Ni42, Cr5.5, Ti2.5, Al0.75, C0.05, Fe余量)	-40~80	8.3	8.4	1.0~1.1	115~120	低的弹性模量温度系数与频率温度系数。机械品质因素大于9 000，缺点是性能对成分变化较敏感。用于弹性敏感元件，如膜片、弹簧管等，以及频率元件，如机械滤波器中的振子、频率谐振器中的音叉、谐振电器中的簧片等
Ni42Cr6Ti (Ni42, Cr6.5, Ti2.8, C0.05, Fe余量)	-50~60	8.7	8.1	1.0~1.2	80~90	切变模量温度系数较3J53低，对成分敏感性小。用于螺旋弹簧、延迟线等
Ni42CrMoTi (YC-12)① (Ni42, Cr3.5, Ti2, Mo2.5, Cu0.3, C0.05, Fe余量)	20~150	7.0			180~185	频率温度系数≤1×10^{-6}/℃，对热处理敏感性比3J53小，机械品质因素大于1 000。用于频率元件及弹性元件
Ni43CrTiAl (3J58)① (Ni43, Cr5.5, Ti2.5, C0.05, Fe余量)	-40~120	8.3		1.0	150~160	频率温度系数比3J53小，工作温度范围有所扩大，用途同3J53
Ni45CrTi (Ni45, Cr6, Ti2.5, C0.05, Fe余量)	-40~200	8.0		1.0		增加镍含量，工作温度范围进一步扩大。用途同3J53
Ni39Mo8Ti (Ni39, Mo8, Ti2, Fe余量)	20~40			1.0		弹性后效小，用作0.2级电磁系电表张丝，其力矩温度系数小于0.05%/10℃，但与铜基合金相比则电阻大，较难焊接，有磁性
Ni39Mo5CrTi (Ni39, Mo5, Cr3, Ti2, Fe余量)	20~40			1.1		利用适当的冷变形和热处理，可使张丝的力矩温度系数小于0.03%/10℃，弹性后效小于0.03%，弱磁性，用于0.1级电磁系电表张丝

① 括号内为我国牌号。

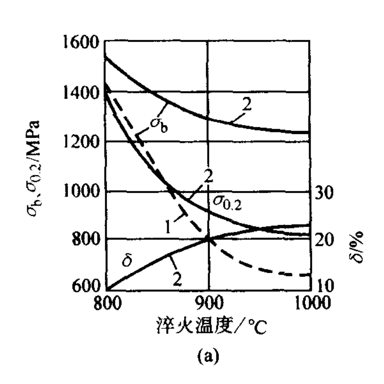
1）淬火　淬火的目的是软化组织，为随后的冷变形或冷成形创造条件，并为经回火后获得较高的强度作准备。两种合金的淬火温度对性能的影响如图 5.4-151 所示。在 900℃以上，剩余的金属间化合物可完全溶解，合金转变为单一的 γ 相，塑性提高，强度降低。当温度超过 950℃后，晶粒长大，塑性开始下降。这时合金基体含 Ni 过高，弹性模量温度系数变为负值。淬火温度都选在 900~950℃，一般不超过 1 000℃。

淬火时的冷却速度（水冷或空冷）对合金的性能影响不大。

2）回火　回火在保护气氛中进行，以保证元件表面光洁。合金经淬火或淬火+冷变形后，在 500℃以上回火。由于弥散析出 γ' 相 [$(Fe, Ni)_3(Ti, Al)$]，并使基体中的镍含量降低，可提高合金的强度和弹性，使弹性模量温度系数由负向正变化，趋向于零值；同时改变合金基体的铁磁性能。

图 5.4-152 表明，Ni42CrTiAl 合金淬火后在 600~700℃间回火时，弥散强化的效果显著，强度峰值出现在 680~700℃。淬火+冷变形的合金回火时，弥散强化的水平更高，强度峰值温度下降至约 600℃。

图 5.4-153 表示回火温度对 Ni42CrTiAl 合金弹性模量温度系数的影响。回火温度提高时，β 由负值往正值方向移动。在 500℃以下回火时，由于基体成分变化不大，β 值基本上不变；高于 550℃，特别是在 600~700℃之间回火时，强化相的弥散析出加剧，基体中 Ni、Ti、Al 含量降低，β 值升高；在 650℃左右回火时，基体中镍含量降至约 36%，合金的 β 值趋近于零。



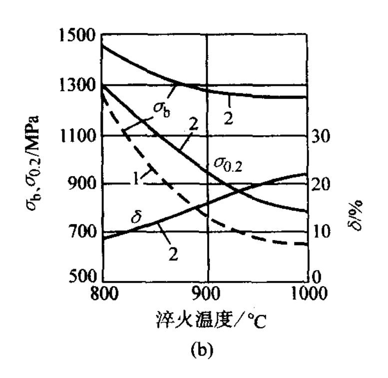


图 5.4-151 Ni42CrTiAl（a）和 Ni44CrTiAl（b）合金的淬火温度对力学性能的影响

1—淬火；2—淬火 + 700℃，4 h 回火

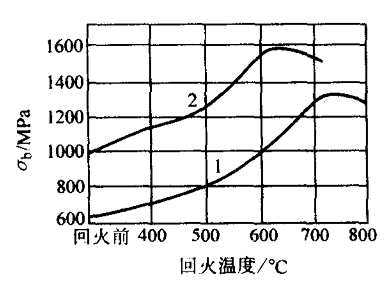


图 5.4-152 回火温度对 Ni42CrTiAl 合金强度的影响

1—淬火 + 回火；2—淬火 + 75%变形 + 回火

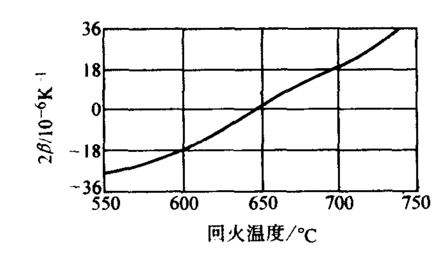


图 5.4-153 Ni42CrTiAl 合金的弹性模量温度系数随回火温度的变化

图 5.4-154 表示 Ni42CrTiAl 合金丝、带经不同程度变形后，在几种温度下回火时强度随时间的变化。为获得充分的强化效果，Ni42CrTiAl 合金在 550 ~ 650℃范围内回火，保温 2 ~ 4 h。

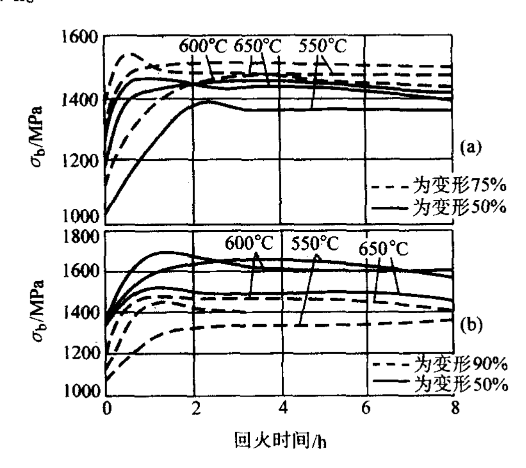


图 5.4-154 Ni42CrTiAl 合金带（厚 1.5mm）（a）和丝（ϕ1.5mm）（b）经不同程度变形后在几种温度下回火时强度随时间的变化

常用金属间化合物强化型恒弹性合金的热处理制度和力学性能见表 5.4-91。

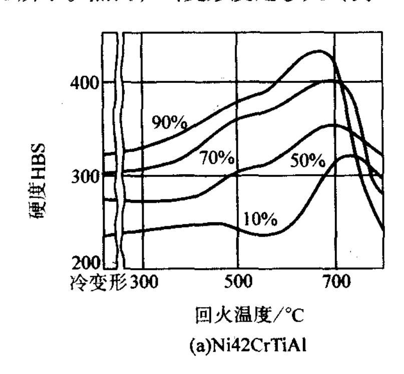
表 5.4-91 金属间化合物强化型恒弹性合金的热处理和力学性能

合 金	热处理制度及合金状态	抗拉强度 σ_b/MPa	弹性模量 E/MPa	弹性模量温度系数 $\beta/10^{-6}K^{-1}$	伸长率 δ/%	硬度 HV
Ni42CrTiAl（3J53）①	软化：950℃ ~ 980℃，水冷 软回火：650 ~ 700℃，2 ~ 4 h 硬回火：600 ~ 650℃，2 ~ 4 h	550 > 1 100 > 1250	 > 175 > 180	 < 20 < 20	40 > 8 > 5	 360 400
Ni42Cr6Ti	软化：950℃，水冷 硬回火：650℃，4 h	1 600	70（切变模量）	10	> 5	440
Ni42CrMoTi（YC—12）①	软化：980 ~ 1 000℃，水冷 硬回火：500 ~ 600℃，4 h	 > 1 400	 200		 > 3	 > 400
Ni43CrTiAl（3J58）①	软化：950 ~ 980℃，水冷 硬回火：550 ~ 650℃，4 h	550 1 400	 185		 5	 ≥360
Ni45CrTi	软化：910 ~ 950℃，水冷 软回火：700℃，4 h 硬回火：600℃，4 h	650 1 200 1 500	180 ~ 190		45 20 10	130 300
Ni39Mo8Ti②	软化：950 ~ 1 000℃，水冷 硬回火：650 ~ 700℃，2 h	850 1 450 ~ 1 560		 20	 2 ~ 4	120 > 400
Ni39Mo5CrTi②	硬回火：600 ~ 630℃，2 h	> 1 500	190 ~ 200	− 50		> 500

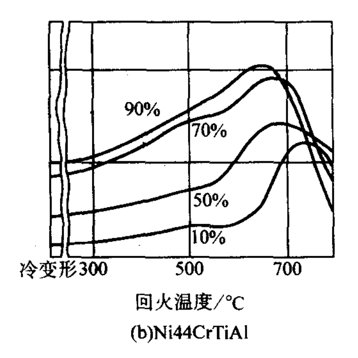
① 括号中为中国牌号。

② 丝材。

3）变形　合金淬火后的冷变形对随后回火时的析出强化过程有极强烈的影响，能提高整个合金的硬度和强度，并将硬度和强度峰值提早（即回火温度降低或回火时间缩短），如图5.4-155和图5.4-156所示。然而，当变形度足够大（例如90%）时，进一步增大变形度将不会继续提高峰值强度的水平。峰值强度的获得，决定于回火温度和回火时间的配合，如图5.4-157所示。淬火后带材一般采用的变形度为50%～70%，丝材可超过75%。



(a)Ni42CrTiAl



(b)Ni44CrTiAl

图5.4-155　变形度和回火温度对Ni42CrTiAl和Ni44CrTiAl合金硬度的影响

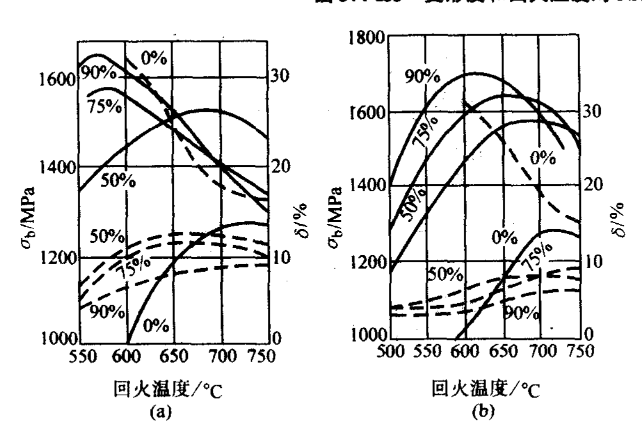


图5.4-156　变形度和回火温度对Ni42CrTiAl（a）和Ni43CrTiAl（b）合金强度（实线）和塑性（虚线）的影响

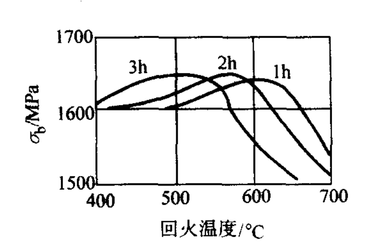


图5.4-157　经90%变形的Ni42CrTiAl合金丝（ϕ0.135 mm）的强度与回火温度和时间的关系

图5.4-158表示Ni42CrTiAl合金经过常规热处理和形变热处理后弹性极限的变化。淬火后回火前的冷变形，显然也大大有利于弹性极限的提高。

4）二次淬火　淬火和冷变形之后，再进行一次快速加热淬火而后回火，即采用二次淬火形变热处理工艺，能使晶

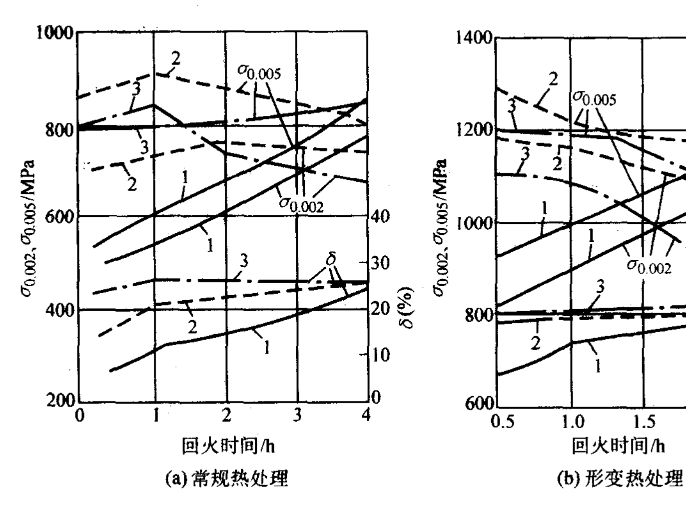


图5.4-158　Ni42CrTiAl合金经常规热处理（910℃水淬+回火）（a）和形变热处理（910℃水淬+50%变形+回火）（b）后弹性极限（沿轧制方向）的变化

1—600℃；2—650℃；3—700℃

体缺陷分布均匀，显著提高合金的微塑性变形抗力和松弛抗力。表5.4-92中所载为Ni42CrTiAl合金经常规热处理、形变热处理和二次淬火形变热处理后的力学性能。可见，二次淬火形变热处理在保持形变热处理的高弹性极限和硬度水平的同时，能明显改善合金的塑性。

表5.4-93中给出了Ni42CrTiAl合金在910℃二次快速淬火时，在变形度和淬火加热时间不同的条件下所得到的力学性能。表中数据说明，在各种变形度下，淬火加热时间（实际加热速度）对性能的影响极大，3 s加热的淬火制度可获得最高的弹性极限和硬度。

表5.4-94中的数据表明Ni42CrTiAl合金二次淬火形变（变形度为50%）热处理时，预淬火温度、快速淬火温度、

表 5.4-92　Ni42CrTiAl 合金经三种热处理后的力学性能

热处理方法	热处理工艺制度	$\sigma_{0.002}$/MPa	δ/%	HV
淬火 + 回火	920℃，40 s，水淬	400	42	170
	上述处理后，再经 600℃，4 h 回火	800	18	425
形变热处理	920℃，40 s，水淬，再 20%冷变形	550	10	305
	上述处理后，再经 690℃，2 h 回火	1 100	8	430
二次淬火形变热处理	920℃，40 s，水淬，20%冷变形；再经 910℃，3 s 快速淬火	970	22	360
	上述处理后，再经 600℃，2 h 回火	1 120	14	430

表 5.4-93　Ni42CrTiAl 合金二次快速淬火（910℃）时加热时间对力学性能的影响

预先冷变形/%	快速淬火加热时间/s	$\sigma_{0.002}$ /MPa	$\sigma_{0.005}$ /MPa	δ /%	硬度 HV
10	0	410	565	20	265
	3	689	750	28	255
	5	633	689	32	235
	10	589	670	33	230
	40	410	499	37	174
20	0	550	687	9	304
	3	975	1 089	21	362
	5	700	836	30	321
	10	480	565	38	183
	40	400	498	39	170
50	0	664	792	5	325
	3	890	974	20	330
	5	659	776	28	274
	10	513	620	39	176
	40	410	535	40	172

回火温度和时间对弹性极限和硬度的影响。可以看出，预淬火温度在 910℃以后再提高，对弹性极限和硬度都是不利的。获得最高弹性极限的热处理工艺制度为：910℃预淬火 + 50%冷变形 + 910℃快速淬火 + 700℃的 0.5 h 回火。

表 5.4-94　Ni42CrTiAl 合金二次淬火形变热处理时工艺制度对弹性极限（带材轧向）的影响

预淬火温度/℃	冷变形度/%	快速淬火温度/℃	回火		弹性极限 σ_e/MPa			HV
			温度/℃	时间/h	$\sigma_{0.002}$	$\sigma_{0.005}$	$\sigma_{0.01}$	
910	50	910	650	1	991	1 150	1 240	425
950				1	993	1 120	1 214	418
1 000				1	907	1 020	1 093	412
910	50	910	700	1	990	1 132	1 328	427
950				1	960	1 125	1 240	414
1 000				1	978	1 110	1 205	423

续表 5.4-94

预淬火温度/℃	冷变形度/%	快速淬火温度/℃	回火		弹性极限 σ_e/MPa			HV
			温度/℃	时间/h	$\sigma_{0.002}$	$\sigma_{0.005}$	$\sigma_{0.01}$	
910	50	85	700	1	1 075	1 180	1 260	427
		910		1	990	1 132	1 328	427
		950		1	960	1 130	1 220	435
910	50	910	700	1	1 136	1 220	1 310	418
				1	990	1 132	1 328	427
				1	920	973	1 024	300

图 5.4-159 为 Ni42CrTiAl 合金经不同热处理后的松弛曲线。结果表明，形变热处理和二次淬火形变热处理均可提高合金的松弛抗力。松弛抗力最高的是二次淬火形变热处理：910℃预淬火 + 50%冷变形 + 910℃快速淬火 + 700℃的 0.5 h 回火。二次淬火形变热处理主要适用于截面小的元件和半成品。在二次快速淬火之后，合金仍然可以进行冲压、弯曲和其他冷塑性加工。

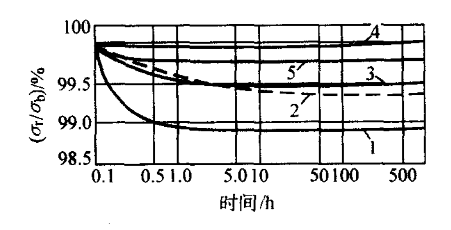


图 5.4-159　Ni42CrTiAl 合金在各种热处理条件下的松弛曲线

1—910℃预淬火 + 700℃，1 h 回火；
2—910℃预淬火 + 50%变形 + 650℃，0.5 h 回火；
3—910℃预淬火 + 50%变形 + 700℃，1 h 回火；
4—910℃预淬火 + 50%变形 + 910℃快速淬火 + 700℃，0.5 h 回火；
5—910℃预淬火 + 50%变形 + 910℃快速淬火 + 700℃，1 h 回火

3.3.3　非铁磁性恒弹性合金

铌具有很好的埃林瓦特性。铌基合金的弹性模量温度系数很低，甚至在 700℃时仍可保持为（1～2）×10^{-6}/℃。弹性模量也低，约为一般弹性合金的 50%～60%。铌基合金无磁性，磁化率仅为 10^{-6} 数量级。此外，它的强度高，松弛抗力高，耐高温和耐腐蚀。所以铌基合金是性能最优良的高温无磁性恒弹性合金。它的缺点是价格昂贵，冶炼、加工、处理都比较困难。已获得应用的两种铌基合金的成分、热处理制度、力学性能和用途见表 5.4-95。

表 5.4-95　两种铌基无磁性恒弹性合金的成分、热处理、力学性能和应用

合金（成分（质量分数）/%）	热处理制度和合金状态	抗拉强度 σ_b /MPa	弹性模量 E /GPa	弹性模量温度系数 $\beta/10^{-6}K^{-1}$	伸长率 δ /%	硬度 HV	工作温度范围 /℃	主要特点和用途
NbTi39Al5（Ti39.5，Al5.5，Nb 余量）	软化：1 000℃，真空炉冷	600 ~ 680		-70 ~ -90	25 ~ 28			无磁性，高温及耐蚀性好。弹性模量及其温度系数较小。弹性极限高。在150℃的5%（质量分数）硫酸、盐酸和磷酸中，在200℃的35%（质量分数）硝酸和有机酸中均有良好的耐蚀性。用于无磁恒弹性张丝和特殊用途弹簧
	软回火：700 ~ 725℃　5 ~ 10 h	> 950	113	(20 ~ 500℃)	3	> 300	20 ~ 500	
	硬回火：725℃，1 h	1 050 ~ 1 200			2	330		
NbMo3Zr2.5-Cr2Ti2（Mo3.5，Zr2.5，Cr2，Ti2，C0.03，Nb 余量）	软化：1 600℃，真空炉冷			1 ~ 2				无磁性。高温比强度高及耐蚀性好。弹性模量及其温度系数较小。弹性极限高。在150℃的5%（质量分数）硫酸，盐酸和磷酸中，在200℃的35%（质量分数）硝酸和有机酸中均有良好的耐蚀性。用于无磁恒弹性张丝和特殊用途弹簧。工作温度更高，抗松弛性能良好。在700℃≈200 h时，应力下降5% ~ 6%
	软回火：950℃，2 ~ 3 h	900 ~ 1 000	105 ~ 115	(20 ~ 700℃)	3 ~ 6	350	20 ~ 600	

4　形状记忆合金及其热处理

通常，弹性是指金属卸载后恢复原来形状、不残余永久变形的能力。它反映金属原子之间结合力的大小。由于原子间的结合力较大，金属的弹性变形都比较小，一般只有0.1% ~ 1.0%，且与应力保持直线的、严格单值的和完全可逆的关系。但是，有许多合金，在一定的状态下受载时，可以发生很大的弹性变形甚至塑性变形，当去除载荷或去除载荷再稍加热之后，也能够完全恢复到原来的形状。金属合金的这种非线性的大变形弹性性能，是金属合金的一种特殊的超弹性现象。例如，弹性储能最好的仪器仪表弹簧材料 Cu-Be 合金的弹性变形量最大达0.5%，而 Cu-Al-Ni 合金弹簧材料，经过一定的变形和热处理后，可以获得10% ~ 15%以上的超弹性变形量，把金属合金的弹性变形能力提高了一个数量级以上。所以，具有超弹性的和形状回复（或记忆）效应的合金是一类新的功能材料，在工程上特别是高新技术领域有很好的应用前景。

4.1　合金的超弹性和形状记忆效应

研究表明，金属合金的异常超弹性和大变形的形状回复效应，基本上是金属合金中的马氏体相的逆转变所引起的。

4.1.1　马氏体的热弹性

图 5.4-160a 的左图表示，许多具有马氏体相变的合金以较快的速度从高温冷却时，在 M_s 点（马氏体形成开始温度）以下，高温相（母相）无扩散地以切变的方式转变为马氏体，且随温度下降，马氏体晶体逐渐长大，马氏体量（V_m/V 为体积百分数，V_m 和 V 分别表示已转变为马氏体的和冷却合金的总体积）增多，合金储存的能量（见右图，σ_i 表示马氏体内的相变应力）也跟着增大；到 M_f 点（马氏体形成终了温度），合金全部转变为马氏体，储能达到最大。之后，再以较大的速度加热，合金温度上升到 A_s 点（高温相奥氏体形成开始温度）时，马氏体发生逆转变，马氏体晶体缩小，数量减少，储存的能量也跟着降低，到 A_f 点（奥氏体形成终了温度）后完全转变为母相，储能消失。这种转变在晶体学上是完全可逆的。

热力学上，马氏体转变决定于化学驱动力与相变阻力（主要是储存能）之间的平衡。当驱动力超过相变阻力时（例如冷却时），则马氏体相变发生；否则马氏体相就逆转变。

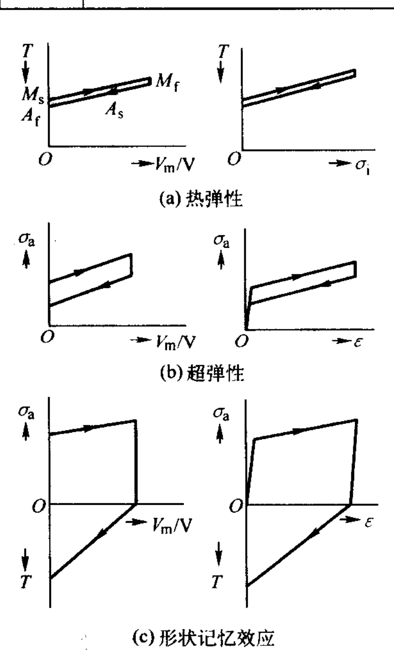


图 5.4-160　热弹性、超弹性和形状记忆效应示意图

由温度的变化引起的马氏体可逆转变的特性，称为马氏体的热弹性。

热弹性马氏体相变有两种类型。第一种类型相变发生在 $A_f > A_s > M_s > M_f$ 的条件下，其 M_s-M_f 温区较小，合金有 AuCd、CuAlNi 等；第二种类型的条件是 $A_f > M_s > A_s > M_f$，M_s-M_f 温区较大，合金有 Fe_3Pt、InTa、CuZn、AgCd、AuZn、NiAl 等。

并非所有合金的马氏体都具有热弹性。碳钢中的碳在 α 铁中的扩散活性较大，加热时易发生分解，其马氏体难以发生逆转变，就不具有热弹性。只有那些 A_s-M_s 差值很小（即相变滞热很小）的合金，它们的马氏体转变所需要的驱动力不大，或阻力很小（界面能和塑性变形能小至可以不计时），才生成热弹性马氏体。因此，热弹性马氏体相变在结构上具有特点，即马氏体形成时结构和体积的变化很小（钢铁可达4%），与母相保持高度的共格，且界面容易移动，所以母相基本上（少数例外）是有序化结构的体心立方晶体（见表

5.4-96)。这类结构主要有 B2 和 DO_3 两种，对称度较高，属于 β 相。马氏体的结构则较复杂，对称性低，原子面呈长周期的规则堆垛（可最多达 18 层），易形成层错和孪晶，绝大部分为单斜晶体。

表 5.4-96 具有热弹性的各种马氏体转变

种 类	马氏体转变与结构	等效对应晶格数	等效惯习面数	合 金
A	B2→9R DO_3→18R	12	24	Cu-Zn，Cu-Zn-X（X = Al，Sn，Ga，Si） Cu-Au-Zn
	B2→2H DO_3→2H	6	24	Ag-Cd，Au-Cd Cu-Al-Ni，Cu-Sn
	B2→B19	12	24	Ti-Ni
	B2→3R	3	24	Ni-Al
B	B2→R	3	3	Ti-Ni
C	FCC→FCT	4	4	In-Ti，In-Cd，Fe-Pd，Mn-Cu，Mn-Ni
D	Ll_2→BCT	12	24	Fe-Pt
E	FCC→BCT	12	24	Fe-Ni-Ti-Co

注：符号代表的结构是：
B2 —— CsCl 或 β′Cu-Zn 型立方有序结构。
DO_3 —— BiF_3 或 $BiLi_3$ 型面心立方有序结构。
B19 —— β′AuCd 型正交晶格。
FCT —— 面心正交晶格。
Ll_2 —— $AuCu_3$ Ⅰ 型立方有序结构。
BCT —— 体心四方晶格。
H、R、M 相应表示六方、斜方、单斜结构的马氏体，其密排面的周期堆垛结构是 2H：ABABAB…；3R：ABCABC…；6R：AB′CA′BC′…；9R：ABCBCACAB…；18R：AB′CB′CA′CA′BA′BC′BC′AC′AB′…；或 AB′AB′CA′CA′CA′BC′BC′BC′AB′…。

马氏体转变（或晶体切变）时，相对于母相的一定位向形成许多晶体学等同、而惯习面指数不同的马氏体变体（多达 24 种）。由于相邻变体之间产生自动协调效应，各变体切变造成的变形可彼此抵消，使由变体组成的马氏体晶体和合金的总体形状不变，并随时保持着马氏体与母相界面的热弹性平衡。加热逆转变时，母相同样也形成许多变体，但因马氏体对称性低，存在的等同晶体方向少，有时只有一个即母相的原来位向（尤其是母相长程有序时），所以逆转变只能形成单一位向的母相，结果原来的母相晶体完全回复，合金的形状自然也就完全恢复了。

4.1.2 超弹性（或伪弹性）

应力和形变影响马氏体转变。具有马氏体相变的合金，在 M_s 点特别是 A_f 点以上但低于 M_d 点（即形变引起马氏体转变的最高温度）的温度范围内承受应力时，发生母相向马氏体转变，形成应力诱发马氏体。这种马氏体也是弹性马氏体，由应力控制，为应力弹性马氏体。与热弹性马氏体一样，如图 5.4-160b 所示，应力 σ_a 增大时，马氏体长大（见左图），宏观应变 ε 增大，直达很大的量（见右图）；反之，马氏体逆转变时缩小，应变减小（但存在一很小的迟滞效应），应力消除后马氏体完全消失。合金的这种受载产生马氏体可引起较大的变形，而去载后立即回复原形的特性，叫做伪弹性或超弹性，或者弹性的形状记忆效应。

实际上，应力可作为马氏体相变的驱动力，增大惯习面上的拉伸分应力，提高 M_s 点，促使马氏体形成，增加马氏体量；同时促进马氏体晶体顺应力方向的分布，将切变累积成较大的变形。另外，应力还能使马氏体中孪晶界移动，也造成变形。所以应力可以使母相发生很大的变形。但是，在 A_f 点以上，这些变形是不稳定的。随应力的去除和马氏体逆转变而立即消失。一般，实际上表观塑性变形能恢复约达 7%的非线性弹性都属于超弹性。

超弹性合金主要是那些马氏体转变为体心立方→正交结构和面心立方→正方结构的合金（见表 5.4-97），如 Cu-Al、Cu-Al-Ni、Cu-Al-Mn、Cu-Zn-Sn、Ag-Cd、In-Tl 等。它们在 A_f ~ M_d 温度范围内表现出很好的超弹性，合金在承受大大超过屈服强度的应力之后，当去除应力时，原来的形状都能马上完全恢复。

表 5.4-97 一些超弹性合金的马氏体转变与结构

合 金	母相及马氏体结构
Cu-Zn	体心立方→正交
Cu-Sn	体心立方→正交
Cu-Zn-Sn	体心立方→正交
Cu-Al-Ni	体心立方→正交
Cu-Al-Mn	体心立方→正交
Cu-Au-Zn	体心立方→正交
Ag-Cd	体心立方→正交
Au-Cd	体心立方→正交
Fe_3Be	面心立方→正方（有序体心立方）
Fe_3Pt	面心立方→正方
In-Ti	面心立方→正方
Ni-Ti	体心立方→正方

4.1.3 形状记忆效应

具有马氏体相变的合金，在 A_f 点特别是 A_s 点以下受载时，依照热弹性马氏体和应力弹性马氏体的特性，应力和温度对马氏体相变的影响如图 5.4-160c 所示。在图的上部所表示的温度不变的情况下，随外加应力 σ_a 的增大，马氏体不断形成（见左图），产生较大的宏观应变（见右图）；而当外加应力去除后，已产生的马氏体量和塑性应变不减小。但是，如图的下半部所表达的温度的影响表明，从 A_s 点起，温度的升高使马氏体发生逆转变，宏观塑性应变逐渐减小，在 A_f 点以上马氏体消失后，应变降低至零，合金完全恢复

原来的形状。合金的这种受载产生塑性变形，而去载经加热回复原来形状的现象，叫做形状记忆效应，或塑性的形状记忆效应。

形状记忆效应的机制如图5.4-161所示。简化的全过程是：①原始形状的单晶母相合金。②冷却至 M_f 点以下完全转变为马氏体，其变体产生自动协调效应，微观切变相互抵消，使宏观形状不变化。③受外应力作用时发生孪生变形，界面的移动使部分变体吞并其他变体而长大，形成宏观变形。④继续受外力作用，宏观变形增大。⑤加热到 A_f 点以上，发生马氏体的逆转变，母相合金最后回复原始形状。

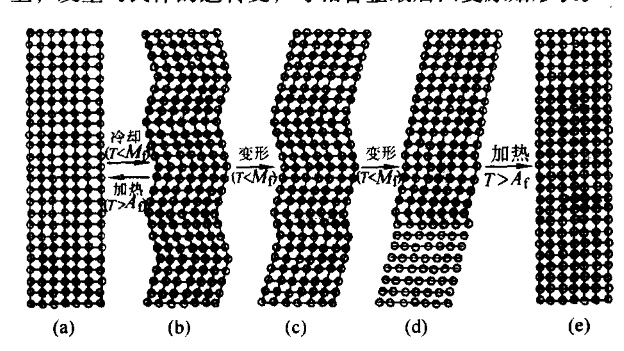


图5.4-161 形状记忆效应机制示意图

形状记忆效应有三种（如图5.4-162所示），①单程形状记忆，即按前述使母相冷却或受应力转变成马氏体；然后对马氏体进行变形，改变其形状；再加热，使马氏体发生逆转变，而母相完全回复原形状（图a）。②双程形状记忆，即让由上述过程完全回复原状的母相再次冷却，又使得原来的马氏体的形状也完全回复（图b）。③全程形状记忆，即母相冷却与变形后的马氏体逆转变加热的循环，使母相回复为与原来完全相反的形状（图c）。

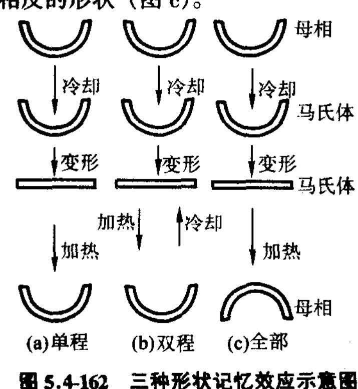


图5.4-162 三种形状记忆效应示意图

根据分析，具有形状记忆效应的合金，必须具备三个条件：①低温相为热弹性马氏体，保证由逆转变使形状完全回复。②母相为有序化结构，使马氏体发生完全的晶体学可逆转变。③马氏体的亚结构是孪晶或层错，避免出现不可回复的滑移变形。已知的一些形状记忆合金的结构见表5.4-98。

表5.4-98 一些形状记忆合金的马氏体转变与结构

合 金	母相及马氏体结构	马氏体的亚结构
Cu-Zn	体心立方→正交	层错、孪晶
Cu-Sn		层错
Cu-Al		层错
Cu-Zn-Al	立方 $FeAl_3$ 结构→单斜	层错
Cu-Al-Ni	体心立方→正交	孪晶
Ag-Cd	体心立方→正交	孪晶
Au-Cd	体心立方→正交	孪晶
Co-Ni		层错
Fe-Pt	面心立方→正方	孪晶
In-Tl	面心立方→正方	孪晶
Ti-Ni	体心立方→正方	孪晶
Ti-Nb	体心立方→正交	孪晶
含Mn不锈钢	部分形状记忆效应	
Fe-Mn-C	部分形状记忆效应	

4.1.4 超弹性和形状记忆效应的应力-温度图

实际上，同一种合金既具有超弹性也具有形状记忆效应，例如Cu-14.5Al-4.4Ni合金。图5.4-163为该合金在不同温度下的应力-应变曲线。在 M_s 点以上拉伸时（见图c、d、e、f、g），曲线上出现反映屈服现象的线段，试样产生明显的塑性变形，它是由应力诱发马氏体转变引起的。如果是在 A_s 点以上），去除载荷后则发生马氏体逆转变，塑性变形完全消失，试样的形状恢复（见图e、f、g），产生超弹性现象。在 A_s 和 M_s 点之间拉伸时（见图c、d），去除载荷后马氏体仍能稳定存在，试样保留塑性变形后的外形。在 M_s 点以下拉伸时（见图a、b），马氏体产生塑性变形，载荷去除后变形也残余不变。但是，若将（a、b、c、d）的试样加热到 A_f 点以上，则发生马氏体逆转变，变形消失，形状复原，产生形状记忆效应。由此可见，超弹性和形状记忆效应的基础是一样的，都是马氏体的逆转变。合金究竟表现出超弹性或形状记忆效应，主要取决于形变温度与马氏体逆转变温度[（A_s、A_f 点）的相对位置关系。一些形状记忆合金的相变温度见表5.4-99。合金在较高的温度范围］内呈超弹性状态，而在低的温度范围内具有形状记忆效应。图5.4-164是合金出现高弹性和形状记忆效应的应力-温度条件图。

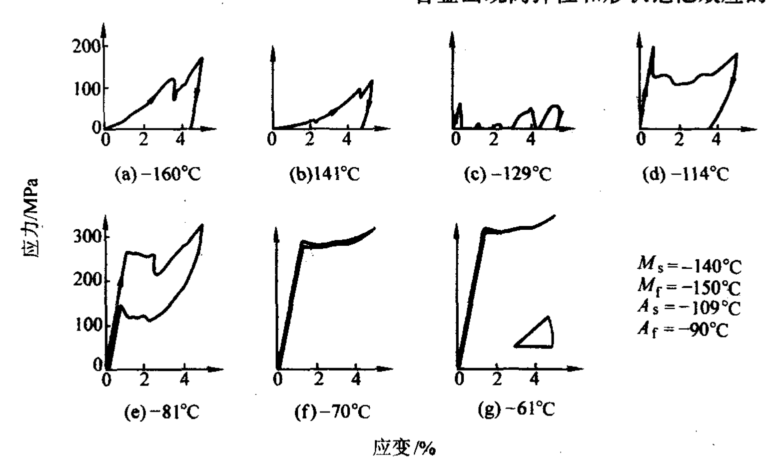


图5.4-163 Cu-14.5Al-4.4Ni合金单晶体在各种温度下的应力-应变曲线（形变速度为 2.5×10^{-3}/min）

表 5.4-99　一些形状记忆合金的相变温度

合　金	成分（摩尔分数）/%	M_s/℃	M_f/℃	A_s/℃	A_f/℃
Ti-Ni	50Ti	65	40	95	105
Ti-Ni-Co	45.5Ti，4.5Co	-50			
Ti-Ni-Fe	45.3Ti，4.7Fe	-196			
Cu-Sn	25Sn	-10	-70	0	90
Cu-Zn①	38.8Zn	-22	-78	-62	-7
Cu-Zn-Sn	33.1Zn，4.5Sn	-30	-100	-40	80
Cu-Zn-Al	12～21Zn，6～18Al	-90～50			
Cu-Al	12～25Al	300～350			
Cu-Al-Ni①	14.5Al，4.4Ni	-140	-150	-109	-90
Cu-Mn-Al	10～14Mn，8～10Al	-150～-160	-196	-165～-185	-130～-155
Cu-Au-Zn	23～28Au，45～47Zn	-20			
Mn-Cu	10～25Cu	90～150	50～100		
Mn-Ni	14～17Ni	120～190			
Mn-Ge	10～15Ge	25～100		25～100	
Mn-Ga	24Ga	60～90			
Fe-Ni	9.5Ni	525	477	680	703
Fe-Ni-Ti	30Ni，3Ti	-95		580	730
Fe-Pt	25.7Pt	-60	-120	60	240
Co-Ni	19～30Ni			290	
Ni-Al	35～38Al	100～180		280	
Ag-Cd	44.8Cd	-63	-84	-69	-40
Ag-Zn	38Zn	-160	-180	-170	-150
Au-Cd	47.5Cd	60	50	68	78
In-Tl	17～23Tl	60～100	50～90	55～90	60～110

①　为质量分数。

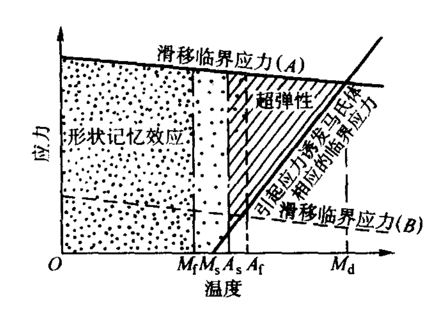


图 5.4-164　具有热弹性马氏体相变的合金出现超弹性和形状记忆效应的应力-温度条件（示意图）

图中右侧斜直线表示，在 M_s 点以上发生的马氏体相变，是外加应力引起的。离 M_s 点越远，即离母相的稳定区域越近，所需应力越大，所以引起诱发马氏体相变的临界应力随温度的升高而呈直线增大，直至 M_d 点所对应的应力。图中正面的两条平行斜直线（A、B）表示合金两种水平的滑移变形临界应力与温度的关系。显然，合金处于较软的状态而滑移变形临界应力很低时（B），在任何温度下都不具有超弹性；但在强化状态下，因提高了滑移变形的临界应力（A），合金在广泛的温度范围内可以获得很好的超弹性以及形状记忆效应。

4.1.5　形状记忆合金的种类

超弹性和形状记忆效应自 20 世纪 50 年代初期在 AuCd 合金中被发现以来，至今已发现了几十种具有这些效应的合金。由于它们的生产和加工比较困难，加上许多问题不清楚，应用特别是成功的应用还很有限，但前景是十分诱人的。比较重要的合金及其基本数据见表 5.4-100。而最实用化和引人注目的是 TiNi 合金和 CuZnAl 合金、CuAlNi 合金以及 MnCu 合金。FeMnSi 合金（奥氏体钢）由于成本低，刚性好和容易加工，受到了重视，但尚处于开发之中。合金的基本性能见表 5.4-101。下面主要介绍 TiNi 合金和两种铜基合金。

4.2　钛镍形状记忆合金

目前，性能最好，最可靠和应用最成功的是钛镍合金。

4.2.1　TiNi 合金的相图与结构

（1）TiNi 合金相图

钛镍二元合金相图见图 5.4-165。它是目前最有参考价值的相图。从中可见合金有三种重要的金属间化合物：Ti_2Ni、TiNi 和 $TiNi_3$。

Ti_2Ni 相是在 1 025℃由包晶反应 $L + TiNi \rightleftharpoons Ti_2Ni$ 生成的，为面心立方晶体。$TiNi_3$ 相的熔点为 1 378℃，具有六方晶格。最重要的 TiNi 相的熔点为 1 240℃，在高温下为 B2 型体心立方结构的 β 相。

表 5.4-100 主要形状记忆合金及其基本数据

合 金	成分（摩尔分数）/%	M_s 点 /℃	相变温度滞后/℃	晶体结构变化	有无序结构	体积变化 /%
AgCd	44～49Cd	－190～－50	约 15	B2→2H	有序	－0.15
AuCd	46.5～50Cd	30～100	约 15	B2→M2H	有序	－0.41
CuAlNi①	14～14.5Al 3～4.5Ni	－140～100	约 35	DO₃→M18R	有序	－0.30
CuAuZn	23～28Au 45～47Zn	－190～40	约 6	Heusler①→M18R	有序	－0.25
CuSn	≈15Sn	－120～30		D_{03}→2H 或 18R	有序	
CuZn①	38.5～41.5Zn	－180～－10	约 10	B2→9R 或 M9R	有序	－0.5
CuZnX①	n 个 X	－180～100	约 10	B2→9R 或 M9R	有序	
（X＝Si、Sn、Al、Ga）				DO_3→18R 或 M18R		
InTl	18～23Tl	60～100	约 4	FCC→FCT	无序	－0.2
NiAl	36～38Al	－180～100	约 10	B2→M3R	有序	－0.42
TiNi	49～51Ni	－50～100	约 30	B2→B19	有序	－0.34
FePt	≈25Pt	≈－130	约 4	Ll_2→底心正方点阵	有序	0.8～－0.5
FePd	≈30Pd	≈－100		FCC→FCT→BCT	无序	
MnCu	5～35Cu	－250～180	约 25	FCC→FCT	无序	

注：Heusler 锰铝铜磁性合金（惠斯勒磁性合金）。

① 其成分为质量分数。

表 5.4-101 TiNi、Cu 基、FeMnSi 形状记忆合金的性能

性 能	TiNi 合金	CuZnAl 合金	CuAlNi 合金	FeMnSi 合金
熔点/℃	1 240～1 310	950～1 020	1 000～1 050	1 320
密度/g·cm^{-3}	6 400～6 500	7 800～8 000	7 100～7 200	7 200
电阻率/μΩ·m	0.5～1.10	0.07～0.12	0.1～0.14	1.1～1.2
热导率/W·（m·K）$^{-1}$	10～18	120（20℃）	75	—
线胀系数/10^{-6}K^{-1}	10（奥氏体） 6.6（马氏体）	— 16～18（马氏体）	— 16～18（马氏体）	— 15～16.5
比热容/J·（kg·K）$^{-1}$	470～620	390	400～480	540
热电势/μV·K^{-1}	9～13（马氏体） 5～8（奥氏体）	— —	— —	— —
相变热/J·kg^{-1}	3 200	7 000～9 000	7 000～9 000	—
弹性模量/GPa	98	70～100	80～100	—
屈服强度/MPa	150～300（马氏体） 200～800（奥氏体）	150～300 —	150～300 —	35（$\sigma_{0.2}$） —
抗拉强度（马氏体）/MPa	800～1 100	700～800	1 000～1 200	700
伸长率（马氏体）/%	40～50	10～15	8～10	25
疲劳极限/MPa	350	270	350	—
晶粒大小/μm	1～10	50～100	25～60	—
转变温度/℃	－50～100	－200～170	－200～170	－20～230
温度滞后/℃	30	10～20	20～30	80～100
最大单向形状记忆/%	8	5	6	5
最大双向形状记忆/%				
$N=10^2$	6	1	1.2	—
$N=10^5$	2	0.8	0.8	—
$N=10^7$	0.5	0.5	0.5	—
上限加热温度（1 h）/℃	400	160～200	300	—
比阻尼（SDC）/%	15	30	10	—
最大超弹性应变（单晶）/%	10	10	10	—
最大超弹性应变（多晶）/%	4	2	2	—
回复应力/MPa	400	200		190

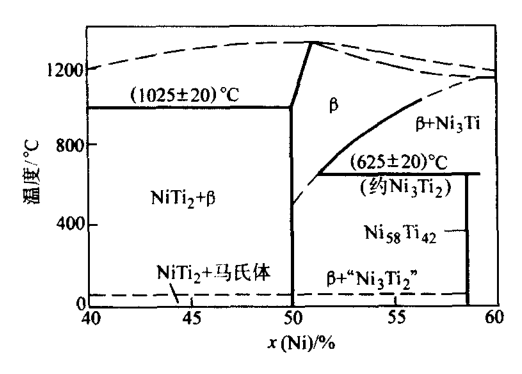


图 5.4-165 Ti-Ni 二元合金相图

图中，β相区范围上宽下窄，在 1 000℃时含 x(Ni)48% ~ 54%；在 800℃时含 x(Ni)51% ~ 52.5%；在 500℃以下时约含 x(Ni)51%。β相在约 1 090℃时发生有序转变，转变为有序的 B2 结构的 $β_2$ 相。

Ti-Ni 合金在 625℃有一个包析反应 β + $TiNi_3$ → $Ti_{42}Ni_{58}$，生成的 $Ti_{42}Ni_{58}$ 是亚稳定相，可分解生成 $TiNi_3$；同时，在温度由 625℃下降至约 400℃的过程中，合金中还析出 $Ti_{11}Ni_{14}$ 相，此相也为亚稳定相（但对合金的形状记忆效应很有影响）。所以，在高温有很大溶解度的 β 相冷却时，依次析出 $TiNi_3$、$Ti_{42}Ni_{58}$、$Ti_{11}Ni_{14}$。

(2) TiNi 合金的结构

具有形状记忆效应的 TiNi 合金的 Ti、Ni 原子数很相近，为 1:1 左右，质量比为 Ti:Ni = 45:55。TiNi 合金在低温下，以切变机制由 B2 结构的 β 母相转变为单斜结构的马氏体。试验证明，TiNi 合金发生马氏体相变时，在母相和马氏体相之间存在有中间相变过程。图 5.4-166 为马氏体正逆转变时的电阻-温度曲线。B2 结构的母相冷却至电阻开始升高的温度时，首先生成 IC 相（无公度相），相变只有很少原子变位，晶格不发生变化。冷却约 10℃，在 T_R 温度形成菱形结构的 R 相，使相的形状变化但不大，只有马氏体相变变形量的 1/10。继续冷至 M_s 点形成马氏体，而到 M_f 点时马氏体转变结束。反过来，加热时从 A_s 点开始逆转变，A_f 点后完全转变为 R 相，再经 IC 相回复到 B2 结构的母相。

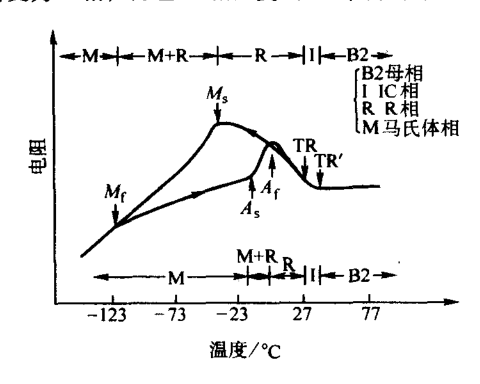


图 5.4-166 TiNi 合金马氏体正逆转变时的电阻-温度曲线与相结构

R 相与母相是晶体学可逆的，它的最大特点是重复特性稳定，相变应变很小，逆转变温度滞后很小。R 相变也可以由应力诱发产生。所以 R 相变也具有形状记忆效应和超弹性。

4.2.2 TiNi 合金的制备和加工

(1) TiNi 合金的熔炼

合金的马氏体转变温度主要决定于其成分。在 TiNi 合金的实用成分［x(Ni)49.5% ~ 51.5%］范围内，x(Ni)0.1% 的偏差，会造成 M_s 点 10℃的变化；而当合金进行记忆训练时，在 x(Ni)为 54.6% ~ 55.1% 范围内，x(Ni)变化 0.1%，A_f 点的变化可达 10 ~ 20℃。所以对合金成分及其均匀性的控制十分重要。

另外，熔炼过程中存在活性元素 C、N、O 等，可能与 Ti 形成 TiC、Ti_4Ni_2O 等夹杂物，使合金的力学性能恶化，降低其加工性能，因此必须考虑熔炼的气氛和坩埚材料。一般皆采用真空熔炼并使用水冷铜结晶器或石墨坩埚。表 5.4-102 是各种熔炼方法的比较。

表 5.4-102 TiNi 合金各种溶炼方法的比较

项　目	电子束熔炼	电弧熔炼	等离子体熔炼	高频熔炼
气氛	真空	真空	不活性气体、真空	不活性气体、真空
坩埚	水冷铜	水冷铜	水冷铜	石墨坩埚
成分的控制	差	合格	好	很好
成分的均匀性	合格	好	好	很好
夹杂物情况	合格	很好	很好	合格

工业规模的生产多采用高频感应和等离子体熔炼法。高频感应在熔炼中有良好的电磁搅拌作用，铸锭的成分特别均匀；使用石墨坩埚能减少氧的混入，可使 w(O)控制在 0.045% ~ 0.06% 以内。可能有微量碳混入，但能控制在 w(C) < 0.05%。等离子体熔炼也能生产出杂质少、成分比较均匀的铸锭。生产上也可采用联合熔炼法，如高频感应-电弧熔炼法、等离子体-电弧熔炼法等。电子束熔炼法成本高，目前只用于实验室。无论采用何种熔炼方法，真空条件是必须保证的。高频感应熔炼的真空度要求较低，但必须充以惰性保护气体（Ar）。

(2) TiNi 合金的加工

TiNi 合金的热加工性能很好。图 5.4-167 为 Ti-50Ni（摩尔分数）合金在不同温度下的应力-应变曲线。由图可见，随温度的提高，合金强度下降而塑性提高，因而热加工性能不断得到改善。但温度超过 900℃后，合金表面甚至内部急剧氧化，容易造成热裂，所以热成形温度一般以 700 ~ 850℃为最合适。为使合金中非平衡相充分溶解，加工前的加热应有足够长时间的保温。只要加热温度及其均匀性控制恰当，热轧、热压、热锻等热塑性加工是不难进行的。

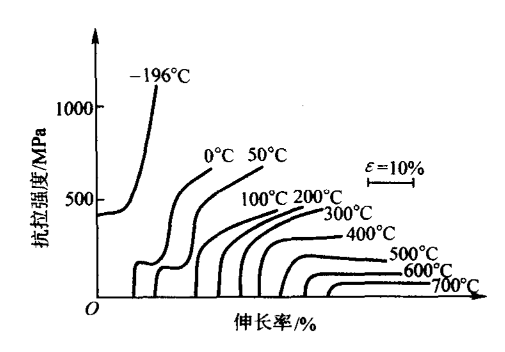


图 5.4-167 TiNi 合金的温度-应力-应变曲线

TiNi 合金是可冷变形加工的金属间化合物，但实际上冷加工很困难，因为冷加工必须在屈服强度最低的温度下即 M_s 点附近进行，而这个温度为约 −50℃；并且一旦加工产生的热量使合金温度升高，屈服强度就会立即大幅度提高；

加工时要迅速发生加工硬化，如图 5.4-168 所示。所以，冷塑性加工必须依靠多次的中间退火来反复地进行。退火温度要随变形率的不同而变化。变形率为 10% ~ 20%时，适宜的退火制度为：700 ~ 850℃、5 ~ 10 min。还必须注意，每次退火时都应考虑形状回复效应对尺寸的影响。

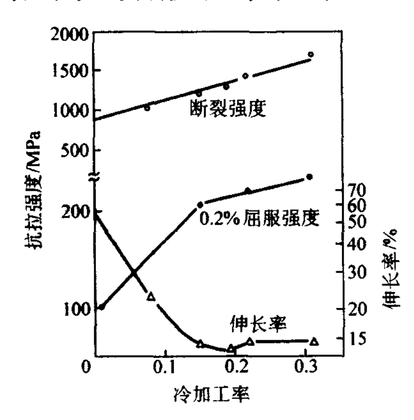


图 5.4-168　TiNi 合金冷加工时拉伸强度和伸长率的变化

TiNi 合金的切削加工非常困难，特别是管件，加工热引起硬化，且形状回复效应造成管径收缩。钻孔也很困难，高速钢钻头使用寿命很短，一般使用硬质合金刀具，并采用合适的切削规范。

4.2.3　TiNi 合金的形状记忆热处理

使合金记住成形后的形状的热处理叫做形状记忆热处理或记忆训练。单程和双程形状记忆热处理的工艺不一样。

（1）单程形状记忆热处理

一般有三种方法。

1）中温处理　使经轧制、拉拔等冷加工并充分硬化的成形合金，在 400 ~ 500℃温度下保温若干分钟到数小时。图 5.4-169 和图 5.4-170 分别是 Ti-49.8Ni 合金，在 400℃ 和 500℃经 1 h 热处理后、在各种温度下的应力-应变曲线。由图中曲线的比较可见，①400℃和 500℃两种温度的热处理，都得到了很好的形状记忆效应和超弹性。②高温阶段表现出超弹性的曲线的下侧部所反映的回复力，400℃处理的比 500℃的大得多，差值相当于给合金加热时的回复力。③500℃处理的合金在 M_s 点附近屈服应力很小。所以从使用性能和寿命考虑，合金的处理温度选定为 400 ~ 500℃最合理。

2）低温处理　使经 800℃以上温度完全退火，在室温加工成形的合金，在 200 ~ 300℃温度区间保温数分钟至数十分钟。经完全退火的合金十分柔软，非常容易加工成形状复杂、曲率半径很小的产品。低温处理的合金的形状记忆功能，特别是受反复作用时的疲劳寿命，都比中温处理的低。

3）时效处理　使经 800 ~ 1 000℃均匀加热后急冷的固溶处理合金，在约 400℃温度下时效处理数小时。利用合金较高的 Ni 含量，析出金属间化合物造成硬化，不仅能提高滑移变形的临界应力，还可能引起 R 相变，减小逆转变的温度滞后。图 5.4-171 是 Ti-50.6Ni 合金经 1 000℃加热、冰水淬火后，在 400℃时效处理 1 h 后的一组应力-应变曲线。可见形状记忆特性与中温处理的很相近（与图 5.4-169、图 5.4-170 比较）。但时效记忆处理只适用于 x(Ni)为 50.5%以上的 TiNi 合金。另外，工艺也比较复杂些。

（2）双程形状记忆热处理

双程形状记忆热处理的目的，是使合金在反复多次的升温降温过程中可逆地发生形状变化：加热升温时合金回复高温时的形状，冷却降温时合金回复低温时的形状。双程记忆处理的训练方法有三种，如图 5.4-172 所示。

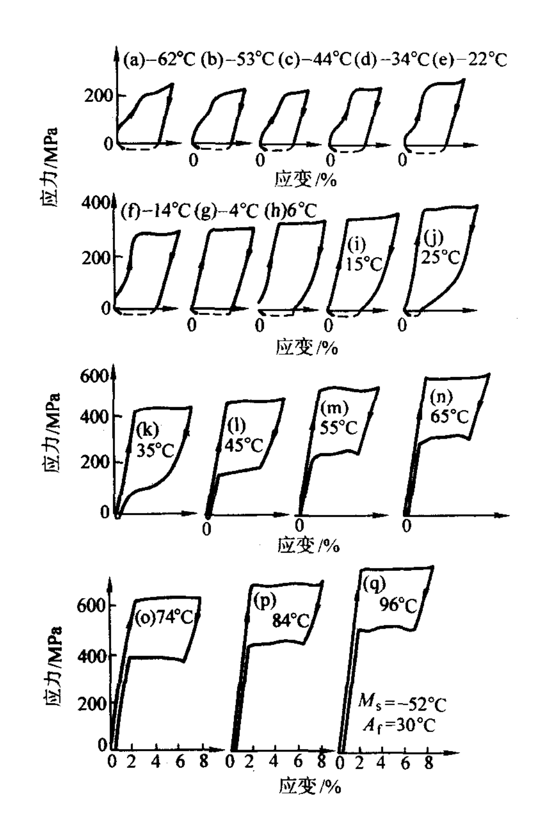


图 5.4-169　Ti-49.8Ni 合金经 400℃记忆热处理后的系列应力-应变曲线

（虚线表示加热可以回复的应变量）

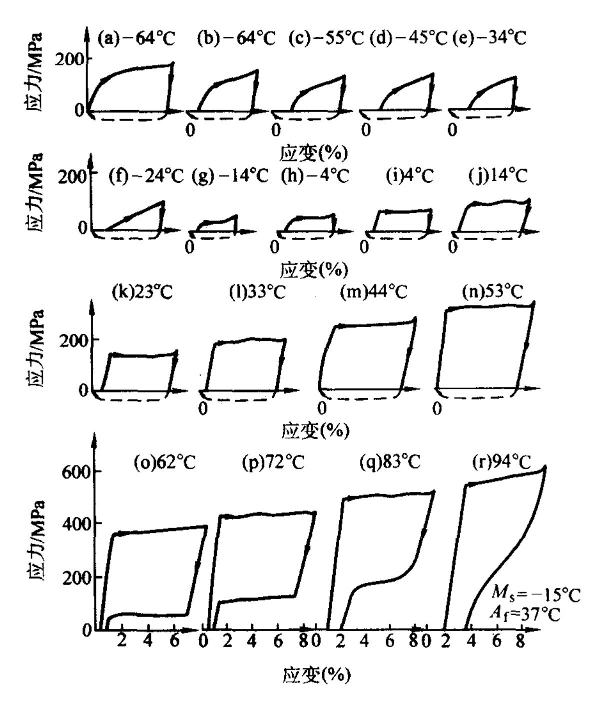


图 5.4-170　Ti-49.8Ni 合金经 500℃记忆热处理后的系列应力-应变曲线

1）进行形状记忆效应循环训练　将合金冷却至 M_f 点以下，对其变形，形成择优取向马氏体，然后加热到 A_f 以上，如图 5.4-172 中 *AEFGHIJA* 回线所示。此过程重复多次（20 次），合金记忆趋于稳定。

图 5.4-173 是经 950℃、1 h 真空退火的 Ti-49.85Ni 合金，

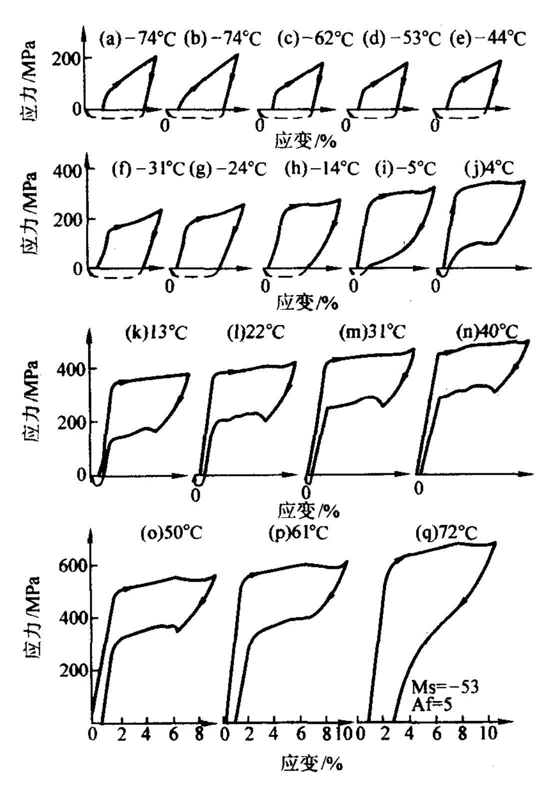


图 5.4-171 Ti-50.6Ni 合金经固溶处理再在 400℃时效处理后的应力-应变曲线

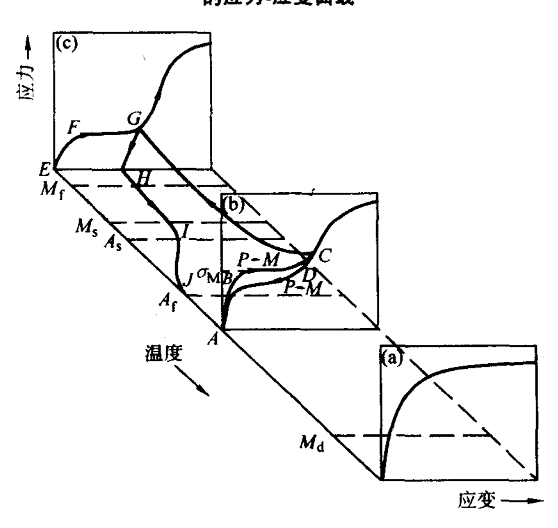


图 5.4-172 双程形状记忆训练示意图

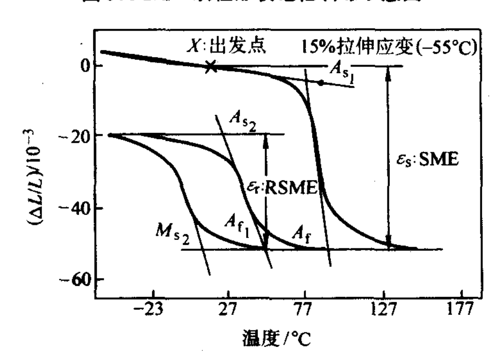


图 5.4-173 Ti-49.85Ni 合金经 15%拉伸变形后的热膨胀曲线

(SME：形状记忆效应 RSME：双程形状记忆效应)

受 15%强制拉伸变形后的热膨胀曲线。第一次循环加热时，合金在 90℃附近即发生很大的收缩，第二次及以后的循环加热皆在 0℃时伸长、40℃时收缩，已形成很好的双程形状回复效应。

2）进行应力诱发马氏体循环训练 在 A_f 点以上，对合金变形，产生应力诱发马氏体，然后去除应力，应力诱发马氏体消失，如图 5.4-172 中的 *ABCDA* 回线所示。过程重复多次，记忆位移趋于稳定。

3）进行形状记忆和应力诱发马氏体的综合循环训练 在 A_f 点以上，对合金变形，保持已变化了的形状不变的条件下将其冷却至 M_f 点以下，然后逐渐卸载，并加热到 A_f 点以上，过程如图 5.4-172 中 *ABCGHIJA* 回线所示。

试验表明，含 Ni 量较高的合金，例如 Ti-51Ni 合金，经 800℃均匀化加热，在冷水中固溶处理，然后约束成圆状在 400℃进行 100 h 的时效处理时，由于有沉淀相析出，可以得到全方位形状记忆效应。

4.2.4 TiNi 合金循环工作的稳定性

形状记忆元件在应用中，始终受到热和应变的循环作用。在这样的条件下，元件材料工作的稳定性必然成为被要求和考察的特性。

（1）热循环的稳定性

TiNi 合金的特点是，马氏体相变比较复杂，却可采用任何的淬火速度使其发生；但是固溶处理后不论进行多快的冷却也难以保证获得单一的马氏体相组织。合金从高温母相冷却时，在发生马氏体转变之前，先发生菱形结构的 R 相变，使电阻陡然升高，在马氏体相变发生后，电阻又急剧降低，形成一个特殊的电阻峰。反复地进行马氏体相变的热循环时，合金的相变温度将发生移动，图 5.4-174 为固溶处理的 Ti-49.8Ni 合金在热循环过程中的电阻-温度曲线的变化（N 为热循环数）。可见，随热循环次数的增加，电阻峰增高，同时（M_s-M_f）的相变温度区间也增大。但若在该状态下对合金进行变形量大于 20% 的深度加工，则热循环的上述影响可以消除。根据研究，这是因为固溶态合金的屈服强度很低，热循环造成位错增值使母相发生稳定化，而深度加工的作用，就是增大位错的密度，提高合金的屈服强度。采用时效处理使合金生成稳定的析出物，也可以阻止滑移变形的进行，达到稳定相变温区的目的。图 5.4-175 为 Ti-50.6Ni 合金在固溶处理和 400℃、1 h 的时效处理之后，经过 100 次相变热循环后的电阻-温度曲线。可见一组曲线几乎完全不变，热循环次数对电阻峰值和（M_s-M_f）温区范围都没有影响。因此，热循环的效应，是在其过程中引进了位错，而不是发生时效的结果。

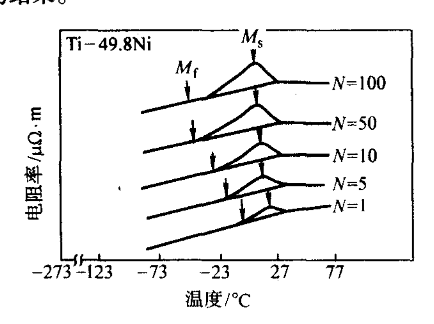


图 5.4-174 热循环对固溶处理的 TiNi 合金电阻-温度曲线的影响

（1 000℃、1 h 固溶处理）

（2）形变循环的稳定性

形变循环主要影响 TiNi 合金超弹性的稳定性。形变循环的影响，除了应力大小外，与变形方式还有很强的依赖关

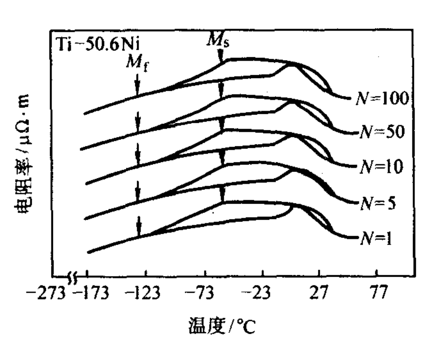


图 5.4-175 热循环对固溶、时效热处理的 TiNi 合金电阻-温度曲线的影响
（1 000℃、1 h 固溶，400℃、1 h 时效）

系。图 5.4-176 为 Ti－Ni 合金在不同处理状态下反复变形时的应力－应变回线。固溶处理的合金的屈服强度很低，若以 5%的应变量为限度，一般经 1 次循环即产生滑移变形，图 5.4-176 中 a 回线几乎不显示形状回复效应。经固溶时效处理的合金的回线变化很大，特别是含 Ni 较高的合金（图 5.4-176 中 b、c、d 回线），即使形变应力很高也显示出稳定的超弹性。时效处理后进行冷加工综合处理或训练的合金，其回线基本上不变，可以保持更稳定的超弹性（图中 e、f 回线）。

以上结果表明，从热循环、形变循环的稳定性以及冷加工性能综合考虑，Ti-（50.5～51.0）Ni 合金采用时效与冷加工的复合处理，是合金合理设计的一条重要途径。实际上，合金使用前常进行的训练，就是为了获得稳定可靠的特性。

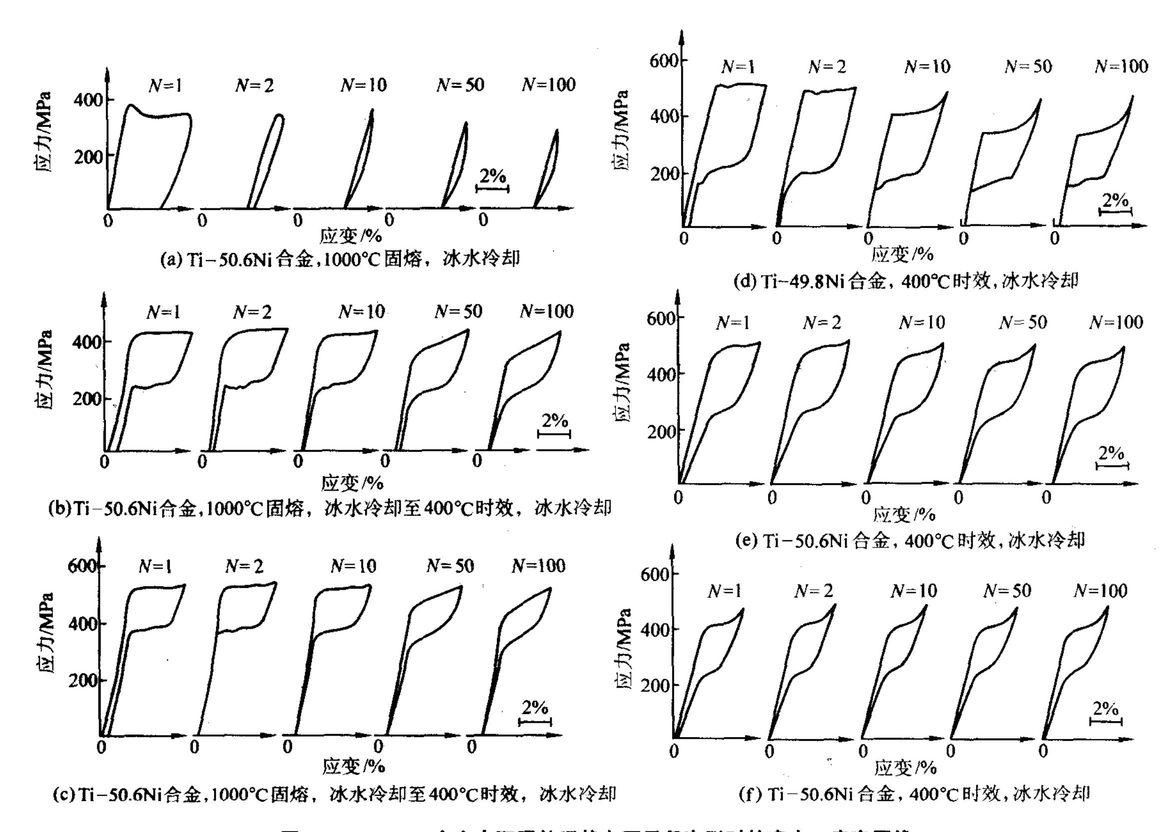


图 5.4-176 TiNi 合金在不同处理状态下反复变形时的应力－应变回线
（a）固溶处理；（b）、（c）固溶、时效处理；（d）冷加工；（e）时效、冷加工复合处理；（f）经训练后

顺便指出，TiNi 合金马氏体相变前的 R 相变，本质上也是一种马氏体类型的相变。R 相变及其逆相变的温区很窄（约 2℃），相变应变很小（1%以下），虽然因应变小使记忆元件设计的动作范围受到很大的限制，但因温度滞后小使元件的循环特性变得极稳定，以至经过 5×10^5 次循环后，应力－应变回线几乎不变化，表现出一般马氏体相变所没有的高特性。所以在一些特殊的条件下，这种合金将还有更广阔的应用前景。

4.2.5 TiNi 合金的力学性能

（1）抗拉性能

合金主要与形状记忆特性有关的力学性能见表 5.4-103。在室温下，马氏体相合金的硬度比母相奥氏体低得多，因而软得多，抗拉强度和屈服强度也相应低得多；且马氏体和奥氏体相的抗拉强度与屈服强度的比值都很高（超过 3），而前者的更高，因而马氏体相具有更大的塑性储备，塑性更好。这是 TiNi 形状记忆合金重要的力学性能特点。

表 5.4-103 TiNi 合金的与形状记忆特性有关的力学性能

硬度 HV	180～200（马氏体相） 200～350（奥氏体相）
抗拉强度/MPa	700～1 100（热处理后） 1 300～2 000（未热处理）
形状记忆合金屈服强度①/MPa	50～200（马氏体相） 100～600（奥氏体相）
超弹性合金屈服强度②/MPa	100～600（加载时） 0～300（卸载时）
伸长率/%	20～60③

① 随使用温度与相变温度之差的不同而有变化。
② 随使用温度不同而有变化。
③ 随热处理条件不同而有变化。

大部分力学性能实际上与温度有关。图5.4-177是Ti-50Ni合金的一组拉伸应力－应变曲线，其中应变量均为5%。可见合金在66℃附近屈服强度最低。在66℃以上，随温度的升高屈服强度增长较快，而在66℃以下随温度下降屈服强度增长缓慢。

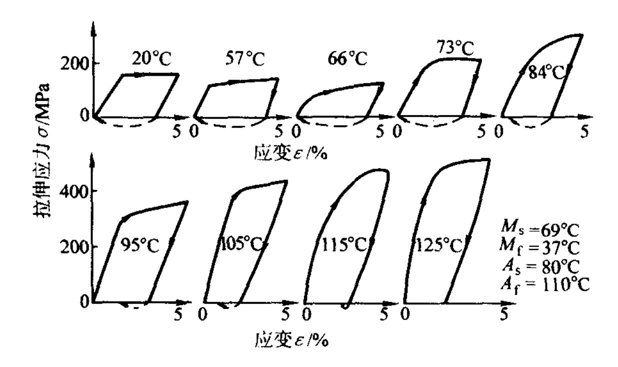


图5.4-177 一系列温度下Ti-50Ni合金的应力－应变曲线

Ni含量对合金的强度的影响如图5.4-178所示。经800℃淬火的三种Ni含量合金的屈服强度与温度的关系相似，Ni含量较高者屈服应力-温度关系曲线偏左，即屈服应力较高或所对应的温度较低。

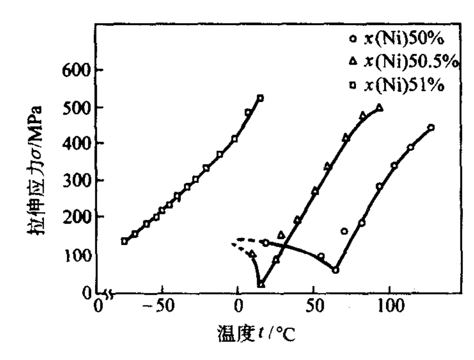


图5.4-178 淬火TiNi合金的屈服应力-温度曲线

根据试验，从高温单相区淬火的TiNi合金的应力-应变曲线及其变形机制，可按试验温度区间分为五种类型，如图5.4-179所示。①试验形变温度 $t_d < M_f$ 时（Ⅰ型），合金为全马氏体相，变形以马氏体相内孪晶界面的迁移和晶体间的相互吞并的方式进行。② $M_f < t_d < M_s$ 时（Ⅱ型），变形以已有马氏体的应力诱发生长、新应力诱发马氏体的形成的方式，以及Ⅰ型机制进行。③ $M_s < t_d < A_f$ 时（Ⅲ型），变形只以应力诱发马氏体的生长的方式进行。④ $A_f < t_d$ 时（Ⅳ型），呈现形变超弹性，马氏体只在有应力作用的条件下存在。⑤ $A_f \ll t_d$ 时（Ⅴ型），应力诱发马氏体形成之前，首先是母相发生塑性变形。

(2) 疲劳性能

合金在使用过程中，形状记忆效应反复发生，热循环和应力循环的稳定性缓慢变化，使形状记忆特性逐渐减弱以至消失，引起疲劳甚至断裂。

图5.4-180为Ti-50.8Ni合金的拉伸疲劳曲线。图中a曲线是固定应变为6%，由改变试验温度来控制应力而测得的，其S-N曲线分为两个不同斜率的直线段。斜率小但寿命长的线段对应于合金在马氏体状态的弹性变形阶段，斜率大但寿命低的线段对应于超弹性状态。图中b、c、d为固定温度、由改变应力测得的疲劳寿命曲线，也分为两段直线，长寿命段对应于弹性变形状态，而低寿命段与超弹性状态有关。根据研究，超弹性状态合金的寿命低，原因是在发生马

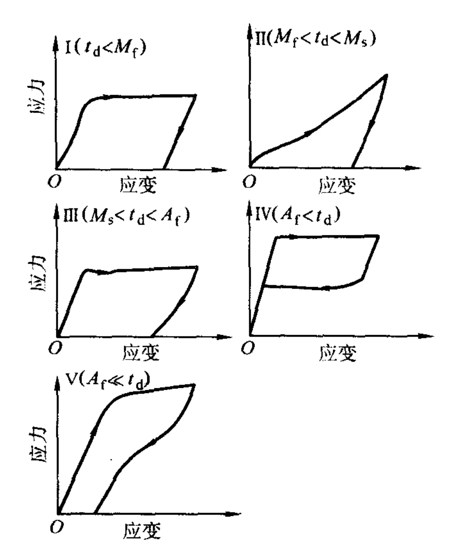


图5.4-179 TiNi合金的五种类型应力-应变曲线示意图

氏体转变和逆转变的循环中可能产生位错，位错的堆积促进疲劳裂纹形成。

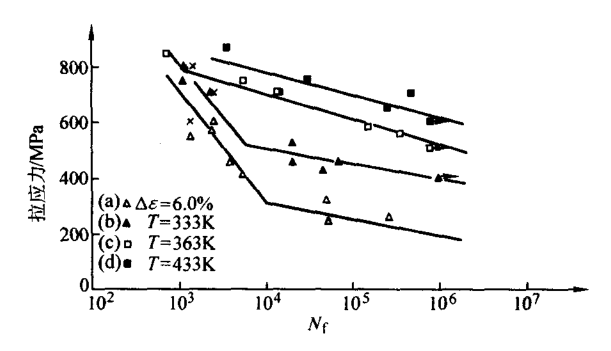


图5.4-180 Ti-50.8Ni合金冷加工后经400℃退火的疲劳曲线

与铜基以及其他形状记忆合金相比，TiNi合金的塑性特好，拉伸断裂前有颈缩现象；韧性也好，受载破坏时形成韧性断口。另外，合金晶粒也非常细小。因此，①弹性各向异性小的TiNi合金不易在晶界上造成较大的应力集中。②应力诱发马氏体转变时在晶界两侧造成的相变应变不均匀性及其所引起的应力集中，因晶粒细小而大大缓解，保证晶界上应变分布的连续性，降低裂纹形成的几率。③优异的塑性则由于容易引进滑移而使应力集中发生松弛，所以TiNi合金是目前形状记忆特性最好、疲劳寿命很高的合金。它在马氏体状态受490 MPa应力作用时，疲劳寿命可达 2.5×10^7 次。但是必须注意，即使是很小的一点腐蚀斑痕，都会引起合金的快速疲劳断裂。

(3) 形状记忆特性

形状记忆效应显示在马氏体转变的过程之中。①形状记忆合金随温度的变化表现出很好的形状回复效应，同时产生回复应力。②马氏体转变与其逆转变之间存在有一定的温度滞后（即 $A_s - M_s \neq 0$）。③经过一定的热循环或应力循环之后，形状记忆效应开始逐渐衰减，消失，而最后疲劳失效。与形状记忆效应有关的各种性能皆为合金的形状记忆特性。

TiNi合金的形状记忆特性见表5.4-104。具体数值与合金的成分、加工工艺以及热处理方法等有关。

比较好的能较全面提高形状记忆特性的方法是晶粒细化技术。晶粒细化能减轻合金晶界上的应力集中，增长反复循环时的寿命；能提高合金的屈服强度，提升形状回复应力；能改善超弹性性能。采取时效处理-冷成形加工-再结晶的基

表 5.4-104 TiNi 合金的形状记忆特性

相变温度 A_f	-10~100℃
温度滞后	2~30℃
形状回复量（循环次数少时）	6%以下
形状回复量（循环次数多时）	（$N=10^5$ 时）2%以下 （$N=10^7$ 时）0.5%以下
最大回复应力	600 MPa
热循环寿命	10^5~10^7
耐热性	约 250℃

本工艺路线，可以获得细晶粒合金。推荐的工艺过程和加工处理制度见图 5.4-181。试验证明，经 677~727℃再结晶处理后，合金得到均匀的晶粒，直径可减至固溶处理后的约 1/8，且 M_s 点和 M_f 点升高，同时使抗拉强度和疲劳强度得到提高。

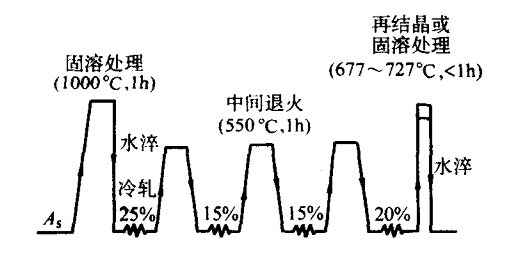


图 5.4-181 TiNi 合金获得细晶结构的基本加工处理工艺过程示意图

4.3 铜基形状记忆合金

已发现的形状记忆合金中，铜基合金的数量最多，性能虽不如钛镍合金，但较便宜。目前，最有实用价值的主要是 CuZnAl 和 CuAlNi 合金两种。

4.3.1 Cu 基合金的状态图与结构

典型 Cu 基形状记忆合金的成分见表 5.4-100。CuAlNi 合金和 CuZnAl 合金的基础是 Cu-Al 和 Cu-Zn 二元合金，图 5.4-182 和图 5.4-183 为它们的相图。

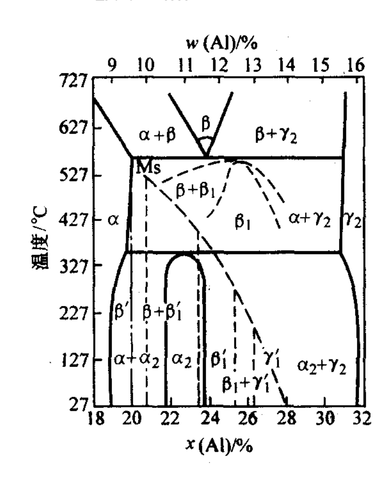


图 5.4-182 Cu-Al 二元合金相图

(1) CuAlNi 合金

图 5.4-182 表明，在高温下存在一个 β 单相（体心立方结构）区，和 β 相的共析反应线。9.4%~15.6%（质量分数）

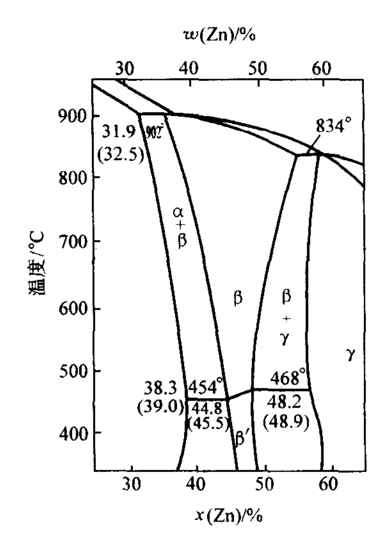


图 5.4-183 Cu-Zn 二元合金相图

的合金缓冷时，538℃左右共析分解为 α 相（面心立方结构）和 γ_2 相（γ 黄铜结构）；急冷淬火时，β 相转变为有序化 β_1 相（DO_3 型有序结构），并在图中下部所示的 M_s 点转变为马氏体。马氏体相的结构与成分有关，随 Al 含量的增加，形成的马氏体依次为 β′、β_1'、γ_1' 相。β′ 相为无序结构，淬火时不发生有序转变；而 β_1' 和 γ_1' 相均为有序结构，冷却时在 t_C 温度发生有序化转变，即使快冷也难以抑制。因此，为了使合金获得形状记忆效应，必须在 β 相区进行淬火，其 M_s 点的位置则由成分的变化来调节。然而当 Al 含量超过 14%（质量分数）时，快冷也不易使合金获得马氏体。为了提高 β 相的稳定性，可加入 w（Ni）4%。所以在 Cu-Al 合金的基础上提出了实用的 CuAlNi 三元合金。

(2) CuZnAl 合金

图 5.4-183 表明，含 x（Zn）40%~50% 的黄铜在高温固态下有一个较大的 β 相区。无序体心立方结构的 β 相淬火时，在约 447℃转变为有序结构的 β′ 相，冷却到低温时发生马氏体相变。Cu-Zn 二元合金的马氏体转变温度过低（0℃以下），且淬火的冷速要求较快。所以真正获得实用综合性能最好的合金，一般都加入效果特别好的第三元素 Al [w(Al) 2%~8%]，作成 CuZnAl 三元合金。随 Al 含量的增加，β 相区向低 Zn 含量方面大幅移动，但其分解温度往高温方向扩大，因此提高了 β 相的稳定性和其马氏体转变温度。CuZnAl 三元合金冷却形成的母相 β′，为 B2 型有序结构。根据成分的不同，它有时在较高温区发生 B2⇌DO_3 有序转变，而在常温下为 DO_3 结构。冷却时，B2→9R 马氏体；DO_3→18R 马氏体。调整成分，可使 CuZnAl 合金的 M_s 点处于（-70~150℃）温度范围。

4.3.2 Cu 基合金的制备、加工和热处理

(1) Cu 基合金的熔炼

粉末冶金法可以制备出成分准确、晶粒细小、性能和功能很好的合金，但成本较高。现在最常用的还是熔炼法，以采用感应炉冶炼较为理想，并使用石墨坩埚。

为了便于操作和保证合金成分的均匀性，原料多采用中间合金。例如冶炼 CuZnAl 合金时，使用 Cu70-Zn30 或 Cu69-Al31 的二元中间合金，然后添加 Zn 或 Al 来调整和控制成分，以获得相变点满意的合金。要求细化晶粒时，可以加入少量 Ti、Zr 等元素。合金在大气或真空中冶炼，大气中冶炼时使用 C、CaC_2、Mg_3B_2 等脱氧（含锌的合金可不用脱氧剂），用 NaCl 助熔的覆盖剂。

(2) Cu 基合金的加工

合金的成形加工性能决定于其组织和晶粒度。表 5.4-105 是几种 Cu 基合金的平均晶粒度与 M_s 点温度。

表 5.4-105　几种铜基合金的晶粒度和 M_s 点温度①

序号	合金成分（质量分数）/%					M_s /℃	晶粒大小 mm	制备方法
	Al	Zn	Ni	Ti	Cu			
1	5.96	20.6	—	—	余量	39	1.2	熔炼法
2	4.04	25.9	—	—	余量	40	2.0	熔炼法
3	4.32	27.7	—	—	余量	-129	1.3	熔炼法
4	13.66	—	3.44	—	余量	51	0.75	熔炼法
5	13.40	—	4.03	—	余量	40	0.60	熔炼法
6	13.66	—	3.37	—	余量	40	0.08	粉末冶金法
7	14.10	—	3.58	—	余量	-76	0.55	熔炼法
8	13.80	—	3.66	0.56	余量	26	0.15	熔炼法
9	14.86	—	3.26	0.45	余量	-92	0.15	熔炼法

① 合金均在 β 相区固溶加热 10～30 min 后水冷。

CuAlNi 合金的 β 相晶粒比较粗大，其淬火组织很硬，并常常存在有很脆的 γ_2 相，所以成形加工性能很差，冷成形几乎不可能。但加入 Ti 后晶粒细化，冷热成形加工性能得到改善，合金在 300℃下可压缩变形 20%；在 350℃以上可拉伸变形，650℃时的伸长率能达 300%左右，显示出超塑性特性。合金本没有冷变形能力（伸长率为 0），加 Ti 后可进行变形度达 10%的冷轧或冷拔成形，如果再加入 Mn 时，变形量可达 32%。

CuZnAl 合金处于 β 相状态时晶粒粗大，其性能较脆，不易成形；组织中有脆性 γ 相时更难加工。若采用少量 V 或 Nb 使晶粒细化，单相的 β 相合金塑性明显提高，可显著改善其冷成形性能。但是，试验表明（见表 5.4-106），采取在 500～600℃退火，使合金获得 α + β 两相组织之后，其冷加工性能大大改善（这只有在 Al 和 Zn 的含量都相对较低时才可能）。一次退火后的冷加工变形度即可达 35%，经反复退火、加工，能将合金冷塑性加工成薄板或细丝。另外，两相状态下合金的热塑性加工性能更好，实际上可以产生超塑性效应，能够较容易地进行形状复杂的产品的成形加工。所以，CuZnAl 合金的冷、热成形性能都是很好的。

表 5.4-106　Cu-25.06Zn-4.50Al 合金的退火温度对组织力学性能和冷塑性加工性能的影响

退火条件	组织	抗拉强度 /MPa	伸长率 /%	冷塑性加工度①/%
500℃，30 min	α+β	726	13.8	35
600℃，30 min	α+β	751	9.0	36
700℃，30 min	β	595	4.8	12
800℃，30 min	β	585	4.3	13

① 直至材料断裂为止的变形度。

（3）Cu 基合金的形状记忆热处理

1）单程形状记忆热处理　Cu 基形状记忆合金的单程形状记忆热处理就是将定形后的合金（元件）进行 β 化处理和淬火处理（包括直接淬火和分级淬火）。

① β 化处理。将合金加热到 β 相区并保温，获得均匀的 β 单相组织。在此状态下固定合金的形状，然后在保持即得形状的条件下进行淬火处理。表 5.4-107 是 β 化温度对相变温度的影响。在 700℃以下，合金处于 α + β 两相状态，冷却后组织不发生变化，合金无热弹性马氏体转变。在 750℃以上，合金进入 β 单相区，淬火后能发生热弹性马氏体转变，且随 β 化温度的提高，合金相变点升高。CuZnAl 合金的 β 化加热温度以 800～850℃为适宜，保温时间一般约 10 min。温度过高，加热和保温时间过长，易造成晶粒粗化，而使性能降低。

表 5.4-107　Cu-26.54Zn-4.82Al 合金的 β 化处理温度与相变温度

β 化处理条件	M_s /℃	M_f /℃	A_s /℃	A_f /℃
650℃保温 10 min 后淬入室温水中	—	—	—	—
700℃保温 10 min 后淬入室温水中	—	—	—	—
750℃保温 10 min 后淬入室温水中	8	-32	-21	16
800℃保温 10 min 后淬入室温水中	19	2	8	23
850℃保温 10 min 后淬入室温水中	8	-11	8	22
900℃保温 10 min 后淬入室温水中	15	-4	5	22
950℃保温 10 min 后淬入室温水中	25	0	0	28

② 直接淬火。将 β 化加热的合金直接淬入水中或冰水中，元件尺寸较大时淬入冷却能力更大的介质（例如 KOH 淬火剂）中。冷却速度不能慢，否则会析出 α 相，使合金中 β 相含量降低和 β 相中 Al、Zn 含量增大，导致 M_s 点下降，而形状记忆效应降低。一般，淬火介质温度较低时（低于 M_s 点），直接淬火都会形成稳定化的马氏体，这种马氏体加热时难以回复转变为母相，而使形状记忆特性变坏。因此必须将淬火得到的 β_1 相立即投入 100℃左右的温度中，保持适当时间进行时效或稳定化处理，以使热弹性马氏体形成。随 β_1 相时效时间的增长，马氏体转变温度和可逆转变量逐渐趋于固定。β_1 相经过充分时效的合金，在随后的加热循环中将具有较稳定的马氏体正逆转变特性。

直接淬火中，合金发生的相变是：无序 β→有序 B2→9R 马氏体。由于冷却很快，在 337℃附近 B2→DO_3 的转变来不及进行，部分 B2 相直接转变为 9R 马氏体，剩余部分 B2 母相最终转变成有序的 DO_3 相。9R 马氏体与 DO_3 母相不共格，所以有时直接淬火后合金完全不具有热弹性；有时虽开始阶段表现出热弹性，但很容易发生马氏体的稳定化，并随时间的推移逐渐失去热弹性，而使形状记忆效应恶化。因此，淬火介质的温度一定要控制在 A_f 点以上。

③ 分级淬火　将 β 化加热的合金淬入一定温度的油中，保温一定时间，然后再淬入室温水中。表 5.4-108 和表 5.4-109 是 Cu-26.77Zn-4.04Al 合金经 800℃β 化后，分别淬入不同温度的油中，保温 5 min 后再淬入水中和合金先淬入 150℃油中、保温不同时间后再淬入水中的试验结果。由此可见，只有在一定温度区间的油中分级淬火，合金才发生较完全的热弹性马氏体转变，而以 150℃分级淬火时的 M_s 点温度最高，在此温度保温 5 min 后，可获得完全的形状记忆效应。相变温度则随保温时间的增长而升高。

表 5.4-108 Cu-26.77Zn-4.04Al 合金经 800℃β 化、在不同温度油中分级淬火后的相变点

相变点 /℃ \ 分级温度 ℃	70	90	110	130	150	170	190	210	230	250
M_s	—	71	73	81	85	76	78	74	82	—
M_f	—	65	67	69	72	63	65	57	73	—
A_s	—	112	108	97	98	95	108	85	119	—
A_f	—	124	115	107	112	108	126	102	142	—

表 5.4-109 Cu-26.77Zn-4.04Al 合金经 800℃β 化、淬入 150℃油中、保温不同时间后的相变点

相变点 /℃ \ 保温时间 /s	5	20	60	120	300	1 200
M_s	—	66	86	88	88	90
M_f	—	55	79	72	73	71
A_s	—	116	104	105	106	106
A_f	—	130	127	117	117	120
φ（马氏体量）/%	—	25	75	90	100	100

CuZnAl 合金在分级淬火中的相变过程是：无序 β→有序 B2→有序 DO_3→18R 马氏体。由于 B2→DO_3 的转变充分，18R 和 DO_3 母相共格，所以合金表现出很好的热弹性。

2）双程形状记忆热处理　Cu 基合金的双程形状记忆处理方法与 TiNi 合金的相同，也可采用强制变形法、约束加热法或训练法。Cu 基合金比较容易获得双程记忆效应。目前，工业上 Cu 基形状记忆合金的制备主要采用训练法，如图 5.4-184 所示。将形状记忆合金弹簧与偏压弹簧组合起来。在低温的马氏体状态下，偏压弹簧的弹力大，使形状记忆合金弹簧处于压紧状态。加热后，形状记忆合金发生马氏体逆转变，回复到 β 相状态，由单程形状记忆效应产生的回复力克服偏压弹簧施给的压力而得以伸长。反复多次地加热、冷却，形状记忆合金弹簧受到多次的伸长、压缩训练。经过若干反复后，去掉偏压弹簧再加热、冷却，形状记忆合金弹簧即会自动地在热循环中作伸长和收缩的可逆动作。

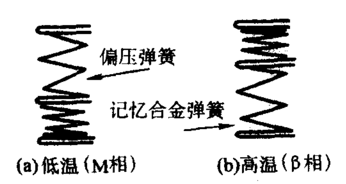


图 5.4-184 双程铜基形状记忆合金的加载热处理训练法示意图

4.3.3 Cu 基形状记忆合金的变形行为

（1）单晶合金的变形行为

一单晶 CuAlNi 合金的应力－应变曲线见前面的图 5.4-163。在 M_s 点以下，以等温马氏体形式存在的 γ'_1 马氏体，在低的应力作用下，可以相界面或内孪晶界面迁移的方式进行变形，变形比较容易，曲线（a、b）几乎没有弹性变形区。在 M_s-A_f 温区（曲线 c、d），应力先使母相发生弹性变形，一旦引起应力诱发马氏体 γ'_1，应力立即大幅度降低。γ'_1 马氏体是在大范围内突然产生的，所以能够同时释放出很大的应变量。这些大应变在卸载后部分或全部保留，而在随后加热时完全消失，使合金恢复原来的形状。在 A_f 点以上温度形变时，产生 β'_1 应力诱发马氏体相变，不引起应力大的降落（曲线 e、f、g），然而当接近 A_f 点温度时，在 β'_1 马氏体导致的变形过程产生 γ'_1 应力诱发马氏体相变，结果造成应力的大大降低（曲线 e）。温度高于 A_f 点时，马氏体热力学上不稳定，卸载即使其发生逆转变，而合金的形状完全恢复，呈现出超弹性。所以，CuAlNi 合金单晶的变形特点是，当 γ'_1 马氏体导致变形时，出现大的应变滞后现象（曲线 e）；相反，当只有 β'_1 马氏体导致变形时，则几乎不出现应变滞后现象（曲线 f 和 g）。

CuZn 基三元合金单晶体变形行为与 CuAlNi 的上述相似。最大的差异只是，CuAlNi 合金较难产生滑移变形，完全显现形状记忆效应或超弹性的极限应力高达约 600 MPa，而 CuZn 基三元合金的极限应力比较小，低于 200 MPa。

（2）多晶合金的变形行为

图 5.4-185 是一 CuAlNi 合金多晶体的应力－应变曲线。在 M_s 点以下，由于晶粒之间的约束，马氏体相界面或内孪晶界面的迁移较（单晶）困难，合金具有马氏体状态的弹性变形区（曲线 a）。在 M_s-A_f 温区，与单晶合金一样，马氏体诱发应力随温度的升高而增大（曲线 b、c）。在 A_f 点以上，多晶合金不呈现超弹性，未达马氏体诱发应力即发生断裂，断裂前的变形是可逆的（曲线 d）。因为发生晶界断裂，合金的断裂应力约为 280 MPa，比其单晶合金的 600 MPa 小得多。

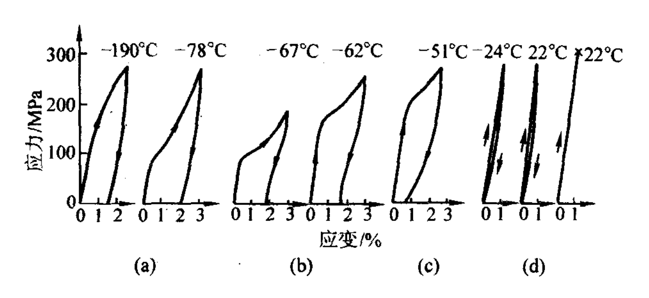


图 5.4-185 Cu-14.5Al-4.4Ni 合金多晶体的应力-应变曲线
（M_f = −82℃，M_s = −70℃，A_s = −60℃，A_f = −48℃）

CuZn 基三元合金在多晶状态下有很好的塑性，是最有希望的 Cu 基合金，实际上已早有了 CuZnAl 合金制品。图 5.4-186 是一 CuZnSi 多晶合金的应力-应变曲线，显示合金不仅具有完全的形状记忆效应，而且在 200 MPa 应力范围内有完全的超弹性。但是当形变应力超过 200 MPa，即使在 A_f 以上的温区，例如在 180℃或 220℃时，卸载皆不能使形状完全恢复，因为形变产生的滑移造成了永久变形。CuZn 基三元合金易于发生滑移，使形变过程中晶界上的应力集中得以松弛，在一定程度上阻碍了裂缝的形成。

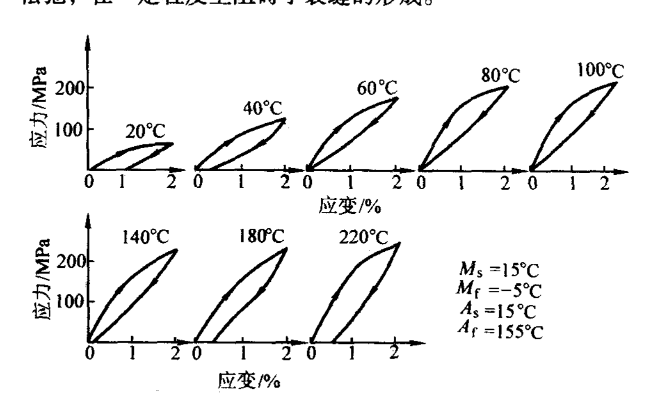


图 5.4-186 1CuZnSi 合金多晶体的应力－应变曲线

总的说，多晶 Cu 合金的晶界是应力集中地区，应力集中使晶界或者畸变，或者形成裂纹。一次形变时合金表面可以完全恢复原形，反复形变时滑移的积累会改变应力-应变曲线的形状。大量的形变循环最终将导致裂纹的扩展，而引起晶间疲劳断裂。这是 Cu 基合金应用中的主要问题。

4.3.4　Cu 基形状记忆合金的形状记忆特性的稳定性

Cu 基形状记忆合金在应用中，普遍存在记忆能力逐渐衰退的现象。热循环、反复变形和工作温度下的时效过程，随时在影响形状记忆特性的稳定性。

（1）热循环的影响

图 5.4-187 是热循环对 CuZnAl 合金相变温度的影响。随热循环次数的增加，M_s、A_f 升高（图 a），M_f 下降，A_s 基本不变（图 b），即马氏体转变和逆转变的温度区间扩大，马氏体的稳定性提高。研究表明，这是热循环引入位错所导致的结果。位错固定马氏体形核和消失的位置，位错的增殖使马氏体正逆转变的滑移变形变难，位错密度趋于定值使相变温度基本趋于稳定。

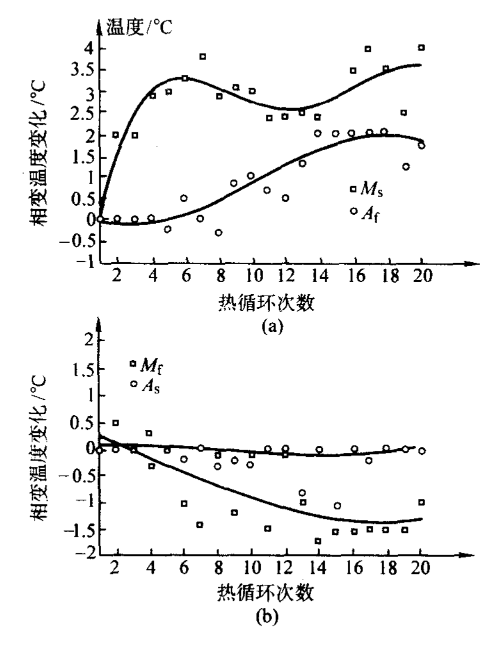
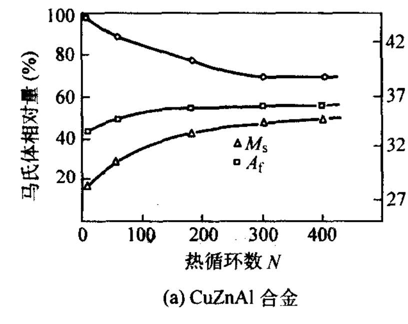
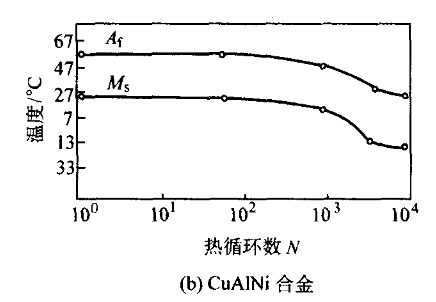


图 5.4-187　1CuZnAl 合金的相变点与热循环次数的关系

图 5.4-188a 显示，CuZnAl 合金在循环约 300 次后，M_s、A_f 分别升高并趋于定值。但是，由于合金中生成残留马氏体，经约 10^3 次热循环后，开始出现形状记忆效应的衰退。CuAlNi 合金的特性与 CuZnAl 大不一样，如图 5.4-188b 所示，随热循环次数的增加，M_s 和 A_f 几乎平行地缓慢降低，直至 10^4 次仍未完全稳定下来，因而可望得到更稳定的特性。这种合金的滑移应力较高；热循环中形成的位错可使 DO_3 结构的母相的有序度下降，不形成残留马氏体，所以比较不易受热循环的影响。



(a) CuZnAl 合金



(b) CuAlNi 合金

图 5.4-188　两种铜基合金的相变点与热循环次数的关系

（2）反复变形的影响

图 5.4-189 是 CuZnSn 多晶合金在 A_f 点以上温度下反复变形时的应力－应变回线。可见回线宽度变化明显。第一次变形时，弹性变形范围大，一旦应力诱发马氏体相变出现，变形则在大致固定的应力下发生。第二次以及以后的变形中，弹性区不断变窄，马氏体在低的外力下诱发产生。在马氏体形成的过程中，应力逐渐增大。实际上，第一次变形之后就产生了残余变形，这种残余滑移变形所导致的位错组织形态构成一定的应力场，有助于随后的变形，而与外力一起引起诱发马氏体的形成。同样，在等温马氏体相变中，这种应力场也有促进马氏体形成的作用，因此造成 M_s 点变化。CuZn 基三元合金的滑移应力较低，在超弹性反复变形中，滑移变形的逐渐积累，致使可逆应变量不断减小。容易滑移变形是曲线明显变化的原因，但它也阻碍裂纹的形成，所以该合金的实用断裂寿命比 CuAlNi 优越。考虑到稳定性问题，合金应尽量在低应力下使用，或者预先进行训练处理。

图 5.4-190 是 CuAlNi 多晶合金在 M_s-A_f 温区间反复变形时的应力－应变曲线。偏离弹性变形区的部分表示应力诱发马氏体相变伴生的变形。卸载后的残余变形，通过加热得到恢复，然后再进行下一次变形。与 CuZnSn 合金（见图 5.4-189）相比，曲线变化不大，表现出稳定性好的特性。原因是滑移应力较高，难得发生滑移变形。但是，反复变形次数不多（仅 9 次）就断裂了，因为为保持晶界上应变的连续性所形成的弹性应力场，不易得到滑移变形来松弛，致使晶界裂纹生成而导致断裂。

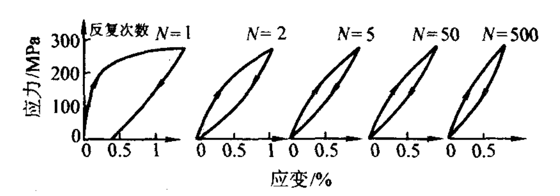


图 5.4-189　1CuZnSn 合金多晶试样在反复变形中应力－应变曲线的变化

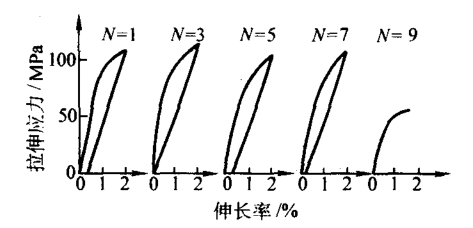


图 5.4-190　1CuAlNi 合金多晶试样在反复变形中应力－应变曲线的变化

(3) 时效的影响

在使用中，母相和马氏体都会发生时效，使合金的形状记忆特性变得不稳定。

1) 母相状态下的时效　Cu 基合金的 β 母相在高温（200℃以上）时发生时效，CuZnAl 合金分解析出 α 相和 γ 相；CuAlNi 合金分解析出 α 相和 γ_2 相，使 M_s 点移动，马氏体形成受阻和马氏体量减少，因而导致合金形状回复率降低，如图 5.4-191 所示。γ_2 相的析出还使 CuAlNi 合金的硬度增高。

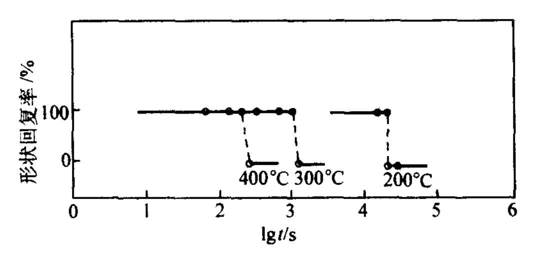


图 5.4-191　时效对某 CuAlNi 合金形状回复率的影响

图 5.4-192 为 Cu-25Zn-8.8Al 合金在 39℃低温时效时相变温度（M_*点和 A_*点是扫描示差热分析峰值所对应的温度，相应为 M_s 与 M_f 和 A_s 与 A_f 的中点温度）与时效时间的关系。M_*、A_* 点随时效时间的增长而升高，在 20~30 min 内可升高 20℃左右，然后趋于稳定不变，这种效应是合金固溶淬火时部分未来得及的 B2→DO_3 有序化转变发生转变的结果，并无新相析出，但有高温快冷形成的过剩空位所引起的原子快速扩散。由于低温时效在短时间内即可达到饱和，所以它在生产上没有太大的影响。

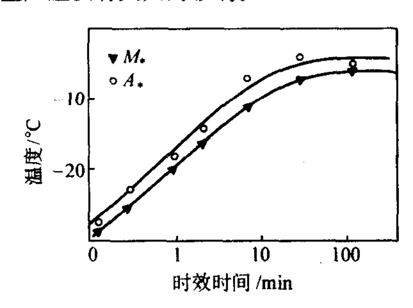


图 5.4-192　Cu-25Zn-8.8Al 合金固溶处理后在 39℃时效时相变温度与时效时间的关系

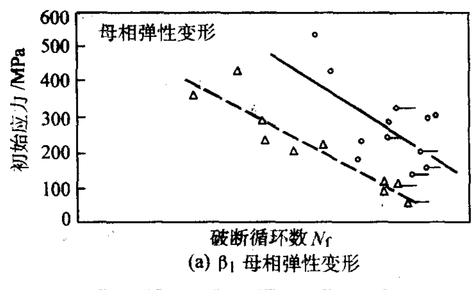
2) 马氏体状态下的时效　Cu 基合金在马氏体状态的时效对其逆转变温度有很大的影响。Cu-18.5Zn-6.2Al 合金淬火得到马氏体、在 100℃时效 12 天后，A_s 点升高约 60℃，表明低温时效对马氏体有显著的稳定化作用。原因是：淬火留下大量空位的马氏体时效时，扩散过程较快，原子可能发生新的重排，使马氏体的自由能降低而稳定性提高。由于在室温附近马氏体可以发生时效过程，导致 A_f 点较大的升高（升高到 100℃以上），所以马氏体的时效也是 Cu 基合金使用中的一个重要问题。

4.3.5　Cu 基形状记忆合金的疲劳、断裂和晶粒细化

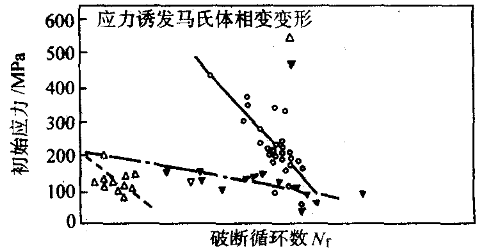
Cu 基合金的基本问题是使用寿命较低，形状记忆特性较不稳定，容易发生疲劳断裂。

(1) 疲劳

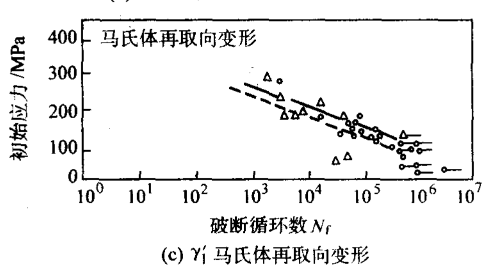
图 5.4-193 是一 CuAlNi 单晶和多晶合金在三种状态下变形时的疲劳特性曲线。图 5.4-193a 是 β_1 母相弹性变形时的疲劳曲线。图 5.4-193b 是 $\beta_1 \rightleftharpoons \beta'_1$ 应力诱发马氏体相变时的疲劳曲线，其中虚线是经加热发生马氏体逆转变后的变形；点划线是残留应力诱发马氏体时的变形。图 5.4-193c 是冷却生成的 γ' 马氏体再取向变形的疲劳曲线。由曲线的对比分析可见，①单晶合金在各种情况下的疲劳寿命都比多晶合金高；无论是单晶抑或多体晶合金，疲劳特性都与变形的类型有关。②母相弹性变形时的疲劳特性最佳。③马氏体再取向变形者疲劳性能次之。④存在有应力诱发马氏体相变时的疲劳寿命最差。其他 Cu 基合金也具有类似的规律。



(a) β_1 母相弹性变形



(b) $\beta_1 \rightleftharpoons \beta'_1$ 应力诱发马氏体相变变形



(c) γ'_1 马氏体再取向变形

图 5.4-193　1CuAlNi 单晶和多晶合金在三种状态下变形时的疲劳特性曲线

○单晶　△、▼多晶

发生应力诱发马氏体相变变形时疲劳寿命低的原因是，在母相与马氏体间的相界面，或晶界面上，为保持相变应变的共格关系，产生较大的应力集中，导致裂纹形成。采用电子扫描分析，可观察到全面沿晶断裂的疲劳断口。马氏体再取向变形时，马氏体间界面或马氏体内孪晶界面的共格关系良好，不难在低应力下发生迁移，使晶界上的应力集中容易得到松弛，所以疲劳寿命相对较高，但合金在这种状态下，最终还是以晶界断裂面的疲劳而失效。由此可以看到，晶界的存在和其特性不仅使多晶 Cu 基形状记忆合金的疲劳性能比单晶差得多，也是影响使用寿命十分关键的因素。

(2) 断裂

Cu 基合金的实用化主要除了疲劳外，也还有塑性和断裂问题。

与 TiNi 合金相比，CuAlNi 合金的变形行为显然不同，图 5.4-194 是这两种合金的应力－应变曲线。TiNi 合金的塑性很好（图 a），发生典型的韧性断裂。CuAlNi 合金的断裂伸长率只有 2%~3%（图 b），是脆性的晶间断裂。引起晶间断裂的原因主要有：①合金的弹性各向异性很大。②晶粒粗大。③相变应变取向性大。④晶界有偏析等。试验表明，CuAlNi 多晶合金无论是弹性变形阶段还是相变以后，只要在晶界上产生应力集中，就会出现晶间断裂，而不在晶界本身的脆性。因此，为了抑制 Cu 基合金的晶间断裂，应增大合金的塑性，避免在晶界上造成应力集中，或采用可使晶界应力集中容易松弛的变形方法。

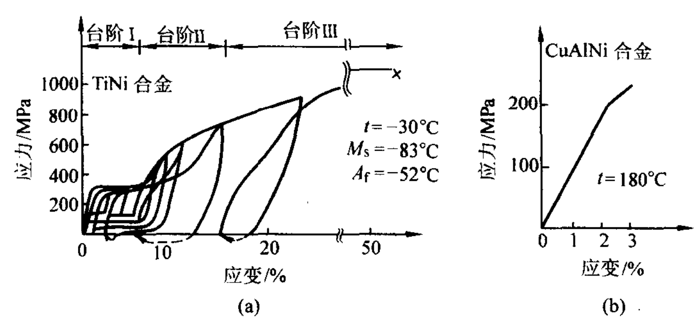


图 5.4-194　TiNi 合金和 1CuAlNi 合金多晶试样的应力 - 应变曲线
符号 × 表示试样断裂点

表 5.4-110 中举出了 Cu 基合金和 TiNi 合金的各种结构特性与断裂方式。可见两类合金的基本结构相同，不考虑有序性时均为体心立方结构，它们的相变应变对取向都有很强的依赖性，弹性变形时在晶界上皆难以保持应变的共格关系。但是，Cu 基合金的弹性各向异性因子、晶粒度和滑移变形开始应力都比 TiNi 合金大得多，相应约为其 7 倍、2 个数量级和两倍以上。所以 TiNi 合金弹性变形时在晶界上很难产生应力集中，固溶处理状态下滑移导致的屈服应力很低，不会发生晶间断裂，是塑性很好的形状记忆合金；而 Cu 基合金则完全具备在晶界上形成应力集中的条件，常发生晶间断裂。其中，结构为 B2 的 CuZnAl 合金与 DO_3 结构的 CuAlNi 合金相比，晶体内的位错运动容易得多，滑移变形开始应力低得多，而使晶界上的应力集中较易得到松弛，也会出现穿晶断裂。所以，防止 Cu 基合金的晶间断裂的方法，主要在于提高塑性。其方法有强化织构和细化晶粒两种。

表 5.4-110　形状记忆合金的断裂方式与各种特性的关系

合　金	弹性各向异性因子	相变应变对取向的依赖性	母相晶体结构	滑移变形开始应力 /MPa	断裂方式
CuAlNi	13	大	DO_3	约 600	晶间断裂
CuZnAl	15	大	B2	约 200	穿晶断裂
CuZnAl	15	大	DO_3	高	晶间断裂
TiNi	2	大	B2	约 100	穿晶断裂

（3）细化晶粒

细化晶粒是目前改善 Cu 基合金疲劳性能和防止晶间断裂的主要方法。

1）添加微量元素　主要是冶炼时加入 Ti、Zr、V、B、稀土元素等。

CuZnAl 合金中加入 V 时，Cu-21.7Zn-6Al-0.55V 合金经 600℃热轧、800℃退火 30 min 后，晶粒度为 250 μm，虽延长退火时间，晶粒也不长大，V 有抑制 β 相长大的作用。同时，合金在室温马氏体状态下可冷轧 20%、在母相状态可冷轧 10%而不出现裂纹。冷轧后的合金加热到 700℃、保温 10 ~ 15 min 进行再结晶后，晶粒细化为 100 ~ 150 μm，所以 V 还有改善加工性能的作用。加 V 的细晶合金的可恢复形状记忆应变为 5%，超弹性应变为 5.5%，比一般粗晶合金提高约 1%，且发生穿晶断裂。另外，CuZnAl 合金在 β 相区热处理后的晶粒为 1.0 mm，加入 w（B）0.01%后，合金晶粒可细化到 0.1 mm，而加入 w（B）0.025%时能细化至 50 μm 以下，并且改善形状记忆特性。

CuAlNi 合金中加入 Ti 可抑制铸造时柱状晶的生长，促进细等轴晶的形成，还能阻碍加热时晶粒的长大。合金加 Ti 使母相晶粒细化到 60 μm 左右，对疲劳寿命的提高不明显，但当细化到 20 μm 以下时，疲劳寿命大幅提高，而细化到 15 μm 以下后，疲劳寿命即可与 TiNi 合金相当。

2）快速凝固　采用熔化、喷射、滚筒水冷法制备微晶薄带，CuAlNi 合金的晶粒度可达约 μm 级，塑性没有改善，但因室温时效可使其趋于稳定的恒定状态，可望获得常规合金不可能得到的稳定的形状记忆效应和超弹性。CuZnAl 合金的晶粒度可达 10 ~ 20 μm，但因有 Zn 的蒸发，难以得到稳定的记忆特性。此法只适用于制作该合金的薄带。

3）粉末冶金　用喷雾粉末压制、烧结的方法制备的 CuZnAl 合金，晶粒度约为 30 μm，与一般冶炼法制取的晶粒度约 2 mm 的合金比较，在 10^4 次循环下，前者的疲劳强度达 400 ~ 530 MPa，后者为 100 MPa 左右，疲劳性能大幅改善，但此法比较昂贵。

4.4　形状记忆合金的应用

形状记忆合金在 20 世纪 60 年代还只是限于申请专利或发表设想而已，真正的实际应用是 70 年代以后才开始的。

现在，形状记忆合金已远超过 100 种，基本的合金系也有 10 种以上，但获得实际应用的主要是 TiNi 合金和 Cu 基合金（特别是 CuZnAl）。前者性能好得多，而后者价格便宜些。它们的技术性能比较见表 5.4-111。

表 5.4-111　TiNi 合金和 CuZnAl 合金技术性能的对比

特性	TiNi 合金	CuZnAl 合金
恢复应变	最大 8%	最大 4%
恢复应力	最大 400 MPa	最大 200 MPa
循环寿命	10^5（ε = 0.02） 10^7（ε = 0.005）	10^2（ε = 0.02） 10^5（ε = 0.005）
耐蚀性	良好	不好，出现应力腐蚀断裂
加工性能	不好	不太好
记忆处理	较容易	相当难

合金应用基本的技术设想就是：①利用合金马氏体转变时发生的形状变化。②马氏体逆转变时形状回复产生的应力。③马氏体正、逆转变时发生的形状变化和产生的形状回复应力。实际选用取决于用途、用法、环境和成本等因素的综合考虑。

形状记忆合金的实际应用和潜在应用面都非常广泛，下面仅以在工业、医学和日用等三个方面的典型实例进行介绍。

4.4.1　工业应用

工业是形状记忆合金最基本和最大的应用领域，主要用作机械和电子器具。已显成效的机械器具有各种形式的紧固

件和定位器、各种接头和连接件、压板、柱塞、密封器、防火壁启动器、热敏阀门、排气自动调节喷管、温室窗户自动调节弹簧、住宅暖房用温水送水管阀门、发动机防热风扇离合器、柴油机卡车散热器孔自动开关、深井液压泵驱动装置、工业内窥镜、太阳能电池帆板、喷气发动机内窥镜、F-14战斗机和潜艇用油压管、机器人用微型调节器、智能机械和仿生机械等；电子器件有各种温度自动调节器、火灾报警器、双金属代用开关、集成电路软钎焊、光纤通信用纤维连接器、电路连接器、自动干燥库门开闭器、空调用风口自动调节器、笔尖记录器、人造卫星天线、卫星仪器舱窗门自动启闭装置等。现举几个实例讨论。

（1）紧固件

在原子能、宇航、海底、真空等工业装置中，一些密闭中空结构的严密紧固是很难进行操作的，但应用形状记忆合金的紧固销钉或螺栓很简单地就能可靠地完成任务。如图5.4-195所示，用 A_f 点低于室温的合金（例如TiNi）制造紧固销钉，将其尾部加工并形状记忆处理成开口（图5.4-195a）。紧固操作前，把销钉置于干冰或液态空气中充分冷却，然后拉直开口（图5.4-195b），插入销孔中（图5.4-195c），停留一定时间之后，销钉温度回升至室温，依靠形状的回复而将结构紧固起来。

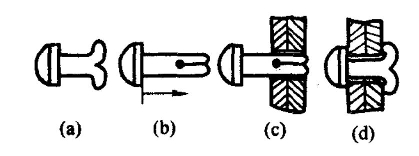


图5.4-195 形状记忆合金紧固销钉的动作原理

（2）管接头

TiNi合金的第一个工业应用就是作管接头。如图5.4-196所示，管接头的内径比被接管的外径约小4%。连接时，将管接头先在液态空气中充分冷却，并在低温下把锥形心模压入其中，使内径扩大约7%～8%（扩径用润滑剂为聚乙烯薄膜），然后抽出心模，从两端插入接管。当管接头的温度逐渐回升至室温时，经过马氏体逆转变，内径回复到扩径前的尺寸，而将被连接的管子紧紧地箍住，不用担心漏油漏水。这种管接头在F-14喷气战机的油压系统和石油制品输送管道上已成功应用；在核潜艇和水上快艇的管路上以及在大口径（150 mm）海底输油管道的修补工程中都得到了应用。由于连接的高度可靠性和拆卸检修操作方便，类似原理的电路连接器在飞机、火箭、潜艇以及光导纤维等电、光系统的连接上获得了应用。

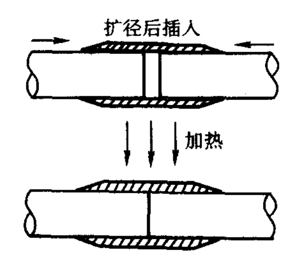


图5.4-196 形状记忆合金管接头

（3）传感器

形状记忆合金传感器可用于与温度有关的传感与控制。根据使用要求选取适当的合金，控制其 M_s、A_f 及变温范围，依靠形状记忆功能达到传感与控制的目的。这比一般只有传感功能的光电、压电、热电等传感器有很大的优越性，有利于实行小型化和轻量化。图5.4-197所示为一形状记忆合金电源开关。将一普通偏置弹簧与形状记忆合金弹簧串联起来，当温度升高超过 A_s 点时，马氏体发生逆转变，切断电源；而当温度下降时，合金为较软的马氏体组织，偏置弹簧的弹力超过形状记忆合金，使电路接通。这种开关可用于制作温室天窗的自动控制器、室内空调器的阀门、汽车散热器的风扇离合器、防火安全装置的自动调节阀。马氏体相变存在温度滞后，选用具有R相变的TiNi合金，可以将温度滞后控制在1.5℃以内。

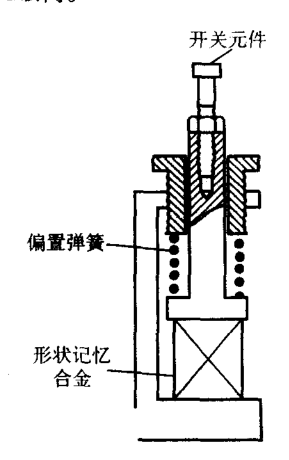


图5.4-197 形状记忆合金电源开关

（4）热机

利用温差制成的形状记忆合金材质的热机，可将工业废热水、温泉、地热、太阳能等低热能大量地转变成有用的机械能，因而有很大的社会、经济意义。TiNi合金产生的形状回复力高达400 MPa；其动作温度的特点是，在30℃以下与35℃以上的载荷-变位曲线差别很大。在>35℃时受力变形后，一旦应力去除，合金即可回复原状，且温度越高回复能力越大。而在≤30℃时，合金受力变形后会残余塑性变形，所以在30～35℃之间合金存在有相变温度，可以利用高于35℃的高温源与低于30℃的低热源之间的温差来生产机械能。这种热机的效率与热循环的路线有关，在最简单的等温相变的情况下热效率约为4%～5%（此时卡诺效率为35%）。

形状记忆合金热机按照结构可分为偏心曲轴式、涡轮式、场式、旋转斜盘式和液压式等类型。图5.4-198为偏心曲轴式热机的结构，是最早出现的一种热机。将20根 $\phi1.2$ mm×150 mm 和TiNi合金丝弯曲成U形，安装在以固定轴为中心而旋转的曲轴与以偏离固定轴的中心而旋转的驱动轮之间。U形合金丝在温水槽中伸直时，推动驱动轮旋转，当合金丝转人冷水槽中时又弯曲成U形。如此反复循环生产出机械能。这种热机利用由太阳能加热的48℃的温水和24℃的冷水之间的温差，在转速为60～80 r/min时，可实现0.2 W功率的输出。经过2年达 10^8 次的运转，TiNi合金丝的性能不衰减。据报导，现已研制出输出功率达到650 W的形状记忆合金热机。

（5）机械手

制造机械手等智能机械是形状记忆合金最有前景的用途。图5.4-199所示为形状记忆合金机械手的一种结构。它是一只手臂，具有肩、肘、手腕、手指等机构和动作，有5个自由度。手指和手腕靠TiNi合金螺旋弹簧的伸缩实现收放和摆转动作，肘和肩则依靠直线状TiNi合金丝的伸缩来分别实现收放和摆转动作。全部形状记忆合金元件都由直接通人脉冲电流加热的方式来驱动，并由脉宽的调节来控制各部件的位置和动作速度。整个机械手的连续动作则按照微型计算机的安排来进行操作。这种机械手的特点是可小型化，动作柔和。由于输入的是小的脉冲电流，输出的是不很大的

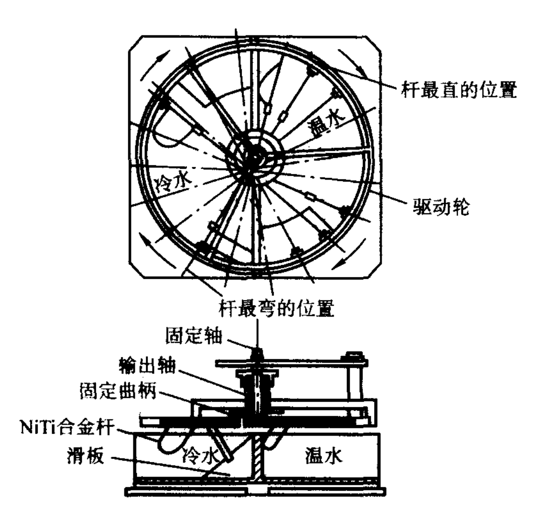


图 5.4-198　一种形状记忆合金偏心曲轴式热机结构图

力（形状回复力），有着近似于人体肌肉的作用。目前已制成与人手大小相当的五指机械手，中指和食指各有两个关节（其他手指均只有一个关节），第一关节可转动 54°，第二关节可转动 24°，很近似于人手的动作。因此可用于制造微型机器人以及在显微镜下操作的机械手。

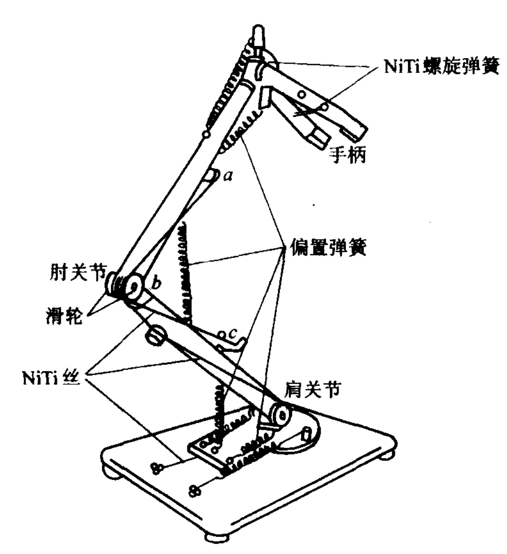


图 5.4-199　形状记忆合金机械手结构立体图

（6）人造卫星天线

美国最先成功地用 TiNi 形状记忆合金制作人造卫星的天线网。卫星发射之前，在地面室温条件下，将经形状记忆处理的 TiNi 合金丝的网状天线卷折成直径小于 5 cm 的小球，收缩安装在卫星内。卫星被发射进入轨道后，依靠加热器或太阳能使合金丝升温，当温度达到 77℃时丝网球即向空间张开，形成事先设定的抛物面网状天线。图 5.4-200 所示为形状记忆合金人造卫星天线的原理图。

（7）储能器

形状记忆合金的超弹性可回复应变量达 10%～20%，比普通金属的弹性变形大 1～2 个数量级；其应力与应变的非线性关系使得虽受载荷相同，但变形不同。若采用应力诱发相变前的可利用的弹性变形阶段（约 2%），制成的弹簧可以有较大的弹性应变量，而具备有较高的储能密度。Ti-50.6Ni 合金经加工和时效硬化处理后，能获得很好的超弹性特性，其储能密度 $E_{2\max}$ 达到 42.2 MJ/m^3，储能效率 $\eta_{\max}$ 达到 81%，而一般弹簧钢的储能密度大约为 1 MJ/m^2。所以形状记

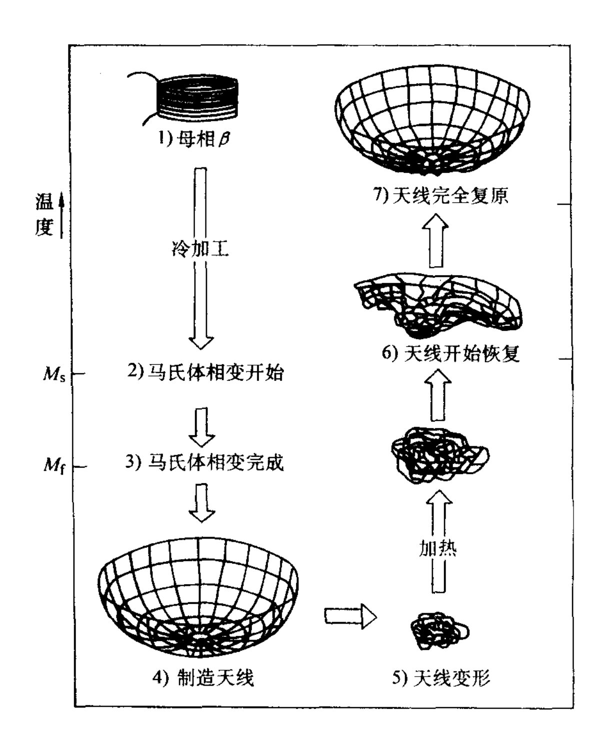


图 5.4-200　TiNi 形状记忆合金人造卫星天线原理图

忆合金在超弹性状态的储能能力约为弹簧钢的 40 倍。因此，用这种合金做成储能器（弹簧），安装在汽车上（见图 5.4-201），可以把刹车时汽车失掉的动能储存起来（弹簧卷缩），供汽车起动时再利用（弹簧伸张），则将大幅降低燃料的消耗。

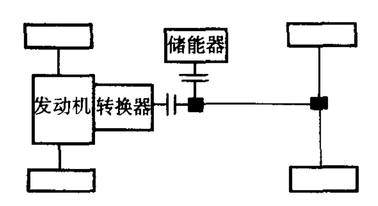


图 5.4-201　超弹性合金汽车储能器作用示意图

4.4.2　医学应用

医学是形状记忆合金最活跃和最有潜力的应用领域。

应用于医学领域的形状记忆合金，除了满足机械功能的要求外，还必须满足化学（生物机体的恶化、合金的分解、溶解、腐蚀等）和生物学（生物相容性、毒性、致癌性、抗血栓性、抗原性等）要求。到目前为止的研究表明，与广泛应用的人体金属不锈钢和 CoCr 合金比较，TiNi 合金是一种生物相容性大致相同或更好的医用材料，已成功地开始应用于牙科、整形外科、内科功能器件和医疗器具。在牙齿矫正丝、人工关节、人造骨头、脊椎矫正棒、脑动脉瘤手术用固定器、避孕器具、医用内窥镜、去除胆固醇用环、去除凝血的过滤器、人工心脏收缩用元件、人工心脏活门、人工肾脏泵等器具的研究上取得了实用化和近于实用化的结果。

（1）牙齿矫形丝

牙齿前后不齐、啮合不正的畸形，过去是在牙齿上安上一个托架，托架上预先设置好缝槽，从缝槽中穿过一根直接与牙齿接触的高弹性合金丝，依靠合金的强弹力使排列不齐的错位牙齿逐渐发生移动而得到矫正。

传统使用的弹性合金丝为不锈钢或 CoCr 合金丝。1978 年，国外根据 TiNi 合金加工硬化后具有超弹性特性，开发出了加工硬化 TiNi 合金丝，并用于牙齿的矫形。我国也利

用 TiNi 合金的应力诱发马氏体相变超弹性，开发出了超弹性 TiNi 合金丝，来取代传统的牙齿矫形丝。

各种牙齿矫形合金丝的载荷-变位特性曲线如图 5.4-202 所示。比较分析说明，不锈钢和 CoCr 合金的弹性模量高，弹性应变小，而相变超弹性和加工硬化的 TiNi 合金丝的弹性模量较小、弹性范围很大。因此前两者的微小变形都可产生很大的矫正力，而后两种 TiNi 合金在很大的变形范围内矫正力可基本上不变。前两者较易发生永久变形，而 TiNi 丝即使应变高达 10% 也不会发生塑性变形，且由于弹性模量呈非线性，应变的增大使矫正力增加不多，可始终保持适宜的大小。可见采用 TiNi 合金丝矫正牙齿的畸形，操作较简便，疗效好，还可减轻患者的不适感。

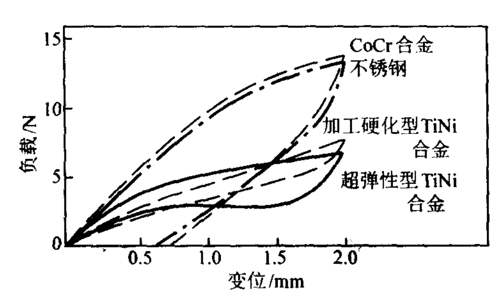


图 5.4-202 几种牙齿矫形合金丝的负载-变位曲线比较

另外，表 5.4-112 中四种合金矫形丝的弯曲试验结果表明，超弹性 TiNi 合金丝的永久变形低且偏差小，至断裂的弯曲次数多而使用寿命长。所以超弹性 TiNi 合金丝是一种新的比较理想的牙齿矫形材料。

表 5.4-112 TiNi 合金丝与传统合金丝的弯曲实验结果对比

合　金	弯曲 90°后的永久变形 / (°)	标准偏差 / (°)	断裂前弯曲次数/次	标准偏差/次
超弹性 TiNi 合金丝	0	0	2 013.8	297.38
加工硬化 TiNi 合金丝	1.34	0.12	435.8	59.38
CoCr 基合金 A 丝	25.4	0.66	56.4	4.08
CoCr 基合金 B 丝	38.8	1.80	63.8	10.43
不锈钢 A 丝	10.3	0.50	142.0	14.68
不锈钢 B 丝	34.0	0.55	46.0	6.89

(2) 人造关节

人在工作和劳动中，关节一般要承受体重 3～6 倍的负荷，有时可达到 10 倍以上，股关节一年至少反复承受 (1～3) $\times 10^6$ 次这样的负荷。所以人造关节不仅应具备良好的长期生物相容性，还要有很好的耐磨性和机械强度等性能。

传统的人造关节使用 CoCr 合金制造，它的生物相容性和力学性能都好，但是在经过 2×10^5 次的反复负荷后，关节表面产生线形的摩擦伤痕。因此试验采用生物相容性、耐磨性和机械强度皆佳的 TiNi 合金制作人造关节。

为了提高合金的屈服强度、断裂韧度以及耐磨性能，在 TiNi 合金中加入一定量的 Mo 和 Fe，Fe 还可扩大合金中间相的稳定性温度范围。所以试验选用 TiNi 合金的成分（质量分数）为：Ti44.14%、Ni52.5%、Mo1.79%、Fe1.57%。两种材料制造的人造关节进行了对比试验。在 37℃林格溶液中承受 60 kg 静负荷、75 kg 循环负荷的条件下，经过 2×10^6 次的反复试验后，磨损量测试的结果（见表 5.4-113）表明，TiNi 合金关节中的骨头和节套的磨损量都比 CoCrMo 合金的小得多，且表面光亮无任何划痕，而 CoCrMo 合金不仅磨损量大，并在摩擦 2×10^5 次后即出现了伤痕线。可见含 Fe、Mo 的 TiNi 合金是一种比较理想的人造关节材料。

表 5.4-113 两种材料的人造关节中骨头和节套的磨损量对比

人造关节材料	磨损量/10^{-6}mm^3	
	骨头	节套
TiNi 合金	0.08	1.17
CoCrMo 合金	0.95	7.04

(3) 人工心脏

正常成年人的心脏，安静时每分钟输出血液 5～6 L，平均每天输送出 7 200～8 640 L。换算成功率，安静时约为 1 W，运动时约为 3～5 W。当心肌梗塞或先天性疾病造成心脏起搏功能衰弱时，一般是可修复时就采用修复的方法，例如瓣膜疾患，可修复瓣膜或使用人工瓣膜。但是，大手术后或者心肌梗塞造成一时起搏功能衰弱，用强力药物也不起作用时，只能使用辅助的人工起搏器　辅助的人工心脏，更严重时就得考虑移植人工心脏了。

人工心脏由泵和瓣膜构成，采用气压隔膜泵和吸入泵驱动。1976 年试制形状记忆合金人工心脏，在一个由高分子材料制作的弹性质口袋状人工心室表面，装上经形状记忆处理成正弦形的 $\phi 0.5$ mm 的 TiNi 合金丝，以仿制人工心脏的收缩性人造肌肉；由 6 根 TiNi 丝为一组构成一个驱动节，以平行或串并联的形式贴在心室壁上，用作为收缩驱动器。TiNi 合金丝采取脉冲通电方式加热和自然冷却，依靠收缩和伸张造成人工心室有规律搏动。初步得到每分钟 12～15 次的搏动和达到 1 5680 Pa 的压力。

1983 年试制的形状记忆合金人工心脏的原理如图 5.4-203 所示。采取通电加热和送风冷却，使螺旋形记忆合金丝产生变位。TiNi 合金丝的直径为 1.0 mm，螺旋弹簧的直径为 10 mm，用 12 A 电流加热，空冷，可得到每分钟 40 次的搏动。目前，形状记忆合金丝的响应速度不够理想，力学性能尚嫌不足。但是，小型化的、达到人体正常状态起搏频率的形状记忆合金制人工心脏，肯定是现实可行的。

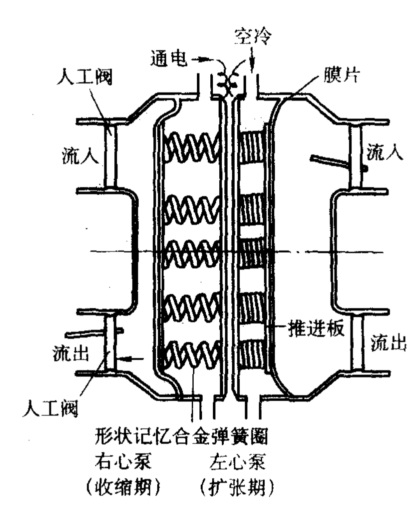


图 5.4-203 形状记忆合金人工心脏原理图

(4) 人工肾脏用微型泵

便携式人工肾脏系统药剂输入用微型泵，要求工作可靠、流量极微、体积小，其结构如图 5.4-204 所示，由直径

0.2 mm TiNi 丝（其 A_f 点为 45℃）的驱动元件、可产生预应变的波纹管和单向阀组成。合金丝直接通电加热时，波纹管收缩，药剂输出；在大气中自然冷却，每一加热冷却循环的时间为 15 s。为了使驱动元件 TiNi 合金丝具有较大的回复力和应变回复率，TiNi 丝在退火后，先在 6% 的预应变下进行 10 次左右的形状记忆循环训练，然后再作为驱动元件使用。这种微型泵结构不同于传统，非常简单，质量仅 4.4 g，耗电只有 0.2 W，且 TiNi 丝与人体相容性好，不腐蚀。试验表明，微型泵在 10^4 次循环下流量可达到 40 μL/min。但实用化要求可靠性至少要保证 10^6 次循环，所以还需要进一步改进。

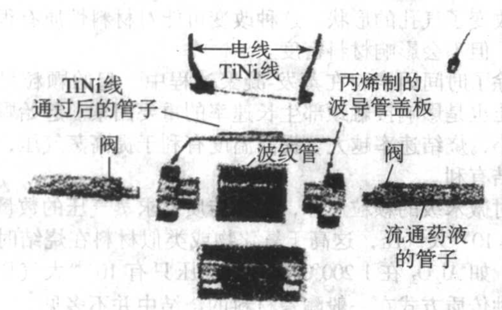


图 5.4-204　人工肾脏用形状记忆合金微型泵部件图

4.4.3 日常应用

日用品行业也是形状记忆合金应用的不可忽视的一个方面，多用来制作各种有趣味的动作玩具宠物、自动收进烟头的烟灰缸、可改变卷发管直径的卷发轴环、女性胸罩、眼镜框、咖啡牛奶壶、电子灶、自动干燥箱、自动调节百叶窗、太阳跟踪装置、热水控温阀、煤气安全阀、通风管道紧急起动闸等等。

（1）眼镜框

超弹性合金眼镜框是记忆合金应用最早的日用商品之一。TiNi 合金丝套过镜片的下侧槽，两端由铆钉或螺钉将镜片紧固在眼镜框架上（见图 5.4-205）。合金的 A_f 点为 −5℃，在室温下处于超弹性状态，性能软如橡胶。将镜片吊装好后，不用改变温度，去除外力即可使形状回复，而把镜片弹性地、稳定可靠地固定在框架上。这就避免了热膨胀系数大的塑料框架在使用中常有的松动，也消除了传统 TiCr 合金丝用久伸长引起的松动，以及寒冷使镜片收缩而脱落的危险。所以形状记忆合金是非常理想的眼镜框材料。

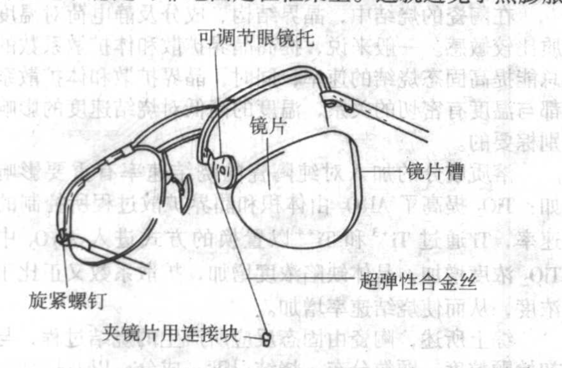


图 5.4-205　超弹性合金丝眼镜框结构简图

（2）咖啡壶

咖啡壶的结构如图 5.4-206 所示。在开关控制元件中安装一 TiNi 合金螺旋弹簧，丝的直径为 1.0 mm，弹簧的直径为 7.0 mm，回复动作温度为 95～100℃。当咖啡煮沸后，壶中的蒸汽喷出，使形状记忆合金弹簧感受温度，发生形状回复，压缩偏压弹簧，推动阀杆，将给水阀顶开，同时切断电源，煮好了的咖啡就自动流入下面的容器。这种咖啡壶的结构，是形状记忆合金的一项成功应用。

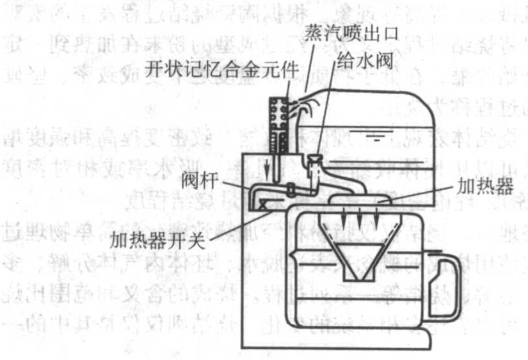


图 5.4-206　形状记忆合金咖啡壶结构简图

（3）热水控制阀

淋浴用太阳能热水器的冷水加热和热水保温，可以利用形状记忆效应进行自动控制。利用具有双程形状记忆效应的 CuZnAl 合金制作的热水控温阀的结构如图 5.4-207 所示。合金的螺旋弹簧元件与阀芯固定相连，按照用途要求设定动作温度。随水温的升高和降低，记忆弹簧在阀体内作往复运动。水温高时弹簧伸长，依据结构设计要求，可以实现水路的关闭，起阻止高温水流出的作用；也可以实现水路的开通，起将高温水送入储存箱的作用。当水温冷却到低温时，又完成将阀门打开或关闭的功能。

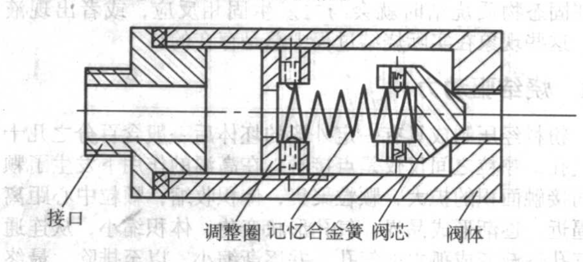


图 5.4-207　太阳能热水器热水控温阀结构简图

形状记忆合金热水控温阀的结构比较简单。由于形状记忆合金存在有温度滞后，且 CuZnAl 合金相变温度的精确设定有一定困难，所以在保证流量稳定的情况下，机械设计中应考虑给出一个调整的范围，因而只能用于温控精度不很高的场合。热水控温阀的精度为 ±2℃。

编写：郑明新（清华大学）

第5章　陶瓷和硅酸盐材料的热处理

1　陶瓷材料的烧结

陶瓷材料的各种性能不仅与化学组成有关，而且还与材料的显微结构直接有关。烧结对陶瓷材料的显微结构起重要作用。在烧结过程中伴随发生坯体内所含溶剂、黏合剂、增塑剂等成分的去除，坯体中气孔的减少，颗粒间结合强度的增加，机械强度提高等现象。根据陶瓷烧结过程发生的宏观变化可以将烧结过程定义为：经过成型的粉末在加热到一定温度后开始收缩，在低于物质熔点温度之下变成致密、坚硬烧结体的过程称为烧结。

由于烧结体宏观上出现体积收缩、致密度提高和强度增加，所以可以用坯体收缩率、气孔率、吸水率或相对密度（烧结体密度/理论密度）等指标来衡量烧结程度。

严格地讲，烧结仅仅指粉料经加热致密化的简单物理过程；更应该用烧成的概念来表述脱水、坯体内气体分解、多相反应、溶解、烧结等一系列过程。烧成的含义和范围比烧结更宽，可以表述多相系统的变化，烧结则仅仅是其中的一个部分。

虽然烧结和熔融都是由原子热振动引起的，但熔融时全部组元都是液相，烧结在远低于固态物质熔融温度进行，并且至少有一个组元处于固态。烧结温度 T_s 和熔融温度 T_m 之间的关系有一定的规律：对金属粉末 $T_s \approx (0.3 \sim 0.4) T_m$，盐类 $T_s \approx 0.57 T_m$，硅酸盐类 $T_s \approx (0.3 \sim 0.4) T_m$。

烧结可以发生在一个组元，也可以发生在两个不发生化学反应的组元，在表面能驱动下由粉体变成致密体，产生可见的体积收缩，但微观晶相组成并未发生变化，仅仅是晶相显微结构排列更加致密、结晶程度更加完善。但在实际生产中往往不可能是纯物质的烧结，除了有意识加入的添加剂外，原料中也总要或多或少含有一点杂质，这些添加剂和杂质在固态物质烧结时就会与之发生固相反应，或者出现液相，这些现象在实际烧结过程中总是存在的。

1.1　烧结驱动力

粉料经压制成具有一定外形的坯体后一般含百分之几十的气孔，颗粒之间仅仅是点接触。在高温的作用下发生了颗粒间接触面积的扩大，颗粒聚集，体积收缩；颗粒中心距离的逼近，逐渐形成晶界，气孔形状变化，体积缩小，从连通的气孔逐渐变成孤立的气孔，并逐渐缩小，以至排除，最终成为致密体。

一般粉料的比表面积在 $1 \sim 10\ m^2/g$，这样大的比表面积使得粉料表面自由焓很高，粉料与烧结体相比处于能量不稳定状态，高能量状态有向低能量发展的趋势；同时粉料在制备过程中，由于粉碎、球磨等过程将机械能或其他能量以表面能的形式贮存在粉体中，并造成粉料表面的许多晶格缺陷，这些又使粉体具有较高的活性。烧结理论认为烧结致密化的驱动力是固-气界面消除所造成的表面积减少和表面自由能降低，以及新的能量更低的固-固界面的形成所导致的烧结过程中自由能发生的变化。

1.2　传质机理

（1）蒸发-凝聚

金格瑞（W.D.Kingery）等对氯化钠球进行了烧结试验，氯化钠在烧结温度有较高的蒸气压，实验结果表明，烧结初期的烧结速率随烧结时间的1/3次方而变化，颈部生长很快就停止了。可以认为这种传质过程用延长烧结时间不能达到促进烧结的效果。

在蒸发-凝聚过程中，随烧结时颈部区域的扩大，球的形状逐步变为椭圆，气孔形状也发生了变化，但两个球形颗粒中心之间距离并未受到颗粒表面向颗粒颈部传质的影响。这意味着整个坯体的收缩不受气相传质过程的影响，气相传质仅改变了气孔的形状。这种改变可能对材料性质有很大的影响，但不会影响材料密度。

除了时间因素，在蒸发-凝聚过程中，起始颗粒尺寸及蒸气压也是影响接触颈部生长速率的重要因素。起始颗粒尺寸越小，烧结速率越大。提高温度有利于提高蒸气压，因而对烧结有利。

对微米级的颗粒尺寸，气相传质要求蒸气压的数量级为 $10^{-4} \sim 10^{-5}$ 大气压，这高于氧化物或类似材料在烧结时的蒸气压，如 Al_2O_3 在1 200℃时的蒸气压只有 10^{-46} 大气压，因而这种传质方式在一般陶瓷材料的烧结中并不多见。

（2）扩散过程

颗粒间结合面积的生长随时间的1/5次方而增大（这与许多金属和陶瓷烧结所观察到结果一致），坯体所产生的致密化收缩正比于时间的2/5次方。如果进行实验的温度相等，则随时间增加致密化速率的降低会达到一个最终值。由此可见，单纯采用延长烧结时间来改善材料性质是不现实的，时间并不是致密化过程最主要和最关键性的变量。NaF和 Al_2O_3 坯体烧结收缩-时间关系的直线和双对数坐标实验结果，以及 Al_2O_3 在1 600℃烧结100 h后所得到的界面直径（x/r）和颗粒尺寸（$r^{-3/5}$）的实验结果表明，烧结速率和颗粒尺寸大致成反比关系。对大颗粒来说，延长烧结时间无助于彻底致密化，而当颗粒尺寸减小则有利于提高烧结速率。

控制烧结速率的另一个重要参数是扩散系数，扩散系数与材料的成分及温度有关，表面、界面或体积作为扩散路径的相对有效性又受微观结构的影响。

在陶瓷的烧结中，晶界结构、成分及静电荷对温度和杂质比较敏感。一般来说，提高晶界扩散和体扩散系数的杂质总能提高固态烧结的速率；同时，晶界扩散和体扩散系数又都与温度有密切的关系，温度的高低对烧结速度的影响是特别棕要的。

溶质成分的加入对纯陶瓷的烧结速率有重要影响。例如：TiO_2 提高了 Al_2O_3 由体积和晶界扩散过程所控制的烧结速率，Ti通过 Ti^{+3} 和 Ti^{+4} 以置换的方式进入 Al_2O_3 中，随 TiO_2 浓度增加，晶体缺陷浓度增加，扩散系数又正比于空位浓度，从而使烧结速率增加。

综上所述，陶瓷由固态反应所产生的烧结过程，与材料初始颗粒度、颗粒分布、烧结温度、成分、以及烧结气氛有密切关系。

（3）玻璃化流动

液相含量体积较大时的高温烧结中，玻璃态黏性液体的流动是烧结致密化的主要传质过程。除此而外，固相烧结中晶体内的晶格空位在应力作用下沿着应力方向有规则的流动也被称作黏性蠕动，也属于流动传质的一种方式。

黏性钠-钙-硅酸盐玻璃致密化的实验数据结果表明温度（即黏度）对烧结速率的影响是十分强烈的。

此外决定玻璃化黏性流动过程烧结速率的主要变量是颗粒尺寸、黏度和表面张力。要控制致密化过程，首先必须严

格控制颗粒尺寸，当颗粒尺寸从 10 μm 减小到 1 μm 时，烧结速率可以增加 10 倍。为了达到控制致密化的目的，重要的是对黏度的控制，以及由于温度变化使得导致黏度发生变化的控制。对于典型的钠-钙-硅酸盐玻璃，在 100℃的温度范围黏度可以变化 1 000 倍，致密化速度也以同样的倍数数变化。此外，通过成分的改变也可以减低玻璃态的黏度，提高致密化速率。一般来说，成分的变化对表面张力影响不大，同时表面张力对成分设计与工艺控制也不会造成太大的困难。

在通过改变黏度提高致密化速率的同时，必须注意黏度与颗粒尺寸的相对数值。过低黏度的玻璃相会使得在致密化过程中坯体在重力作用下变形，通过颗粒尺寸范围的控制，可以使得表面张力所产生的应力显著大于重力所产生的应力，最好的办法是采用非常细、颗粒分布非常均匀的材料。同时对液体过程致密化的材料必须加以支撑，防止发生变形。

玻璃化流动过程传质的重要前提是系统在高温能形成黏性玻璃，在细小气孔造成的压力作用下黏性流动完成了主要的致密化过程。烧结时坯体中液相含量很少，或者因为成分使液相黏度很高时，整个流动过程相当于具有屈服点的塑性流动，而不是真正的黏性流动。玻璃化塑性流动过程中决定烧结的主要因素有：颗粒尺寸、黏度和表面张力。在较高温度下液相含量增加，黏度降低；在相同温度下，通过较长时间的烧结也有利于致密化过程。

(4) 溶解-沉淀

在高温烧结时，固相在液相内具有一定可溶性的系统，所发生的主要烧结过程是固体的溶解和再沉淀，从而使晶粒长大，并获得致密的烧结体。研究表明，发生溶解-沉淀过程的必要条件有：相当数量的液相；固相在液相内有明显的溶解度；液相能润湿固相。

1.3 气氛对烧结的影响

为了防止非氧化物系陶瓷 Si_3N_4，SiC，B_4C 等在烧结时氧化，经常需要将其置于氮气、氩气等惰性气体中进行烧结。对于在高温常压下易于气化的材料，可适当提高气体压力，烧结时的气氛压力可达到 1 MPa。气氛常压烧结法基本不降低烧结温度。

在真空或氢气中烧结时，陶瓷烧结体中的气孔被转换后可以很快地进行扩散，从而达到消除气孔的目的。使用这种方法可以制备透明氧化物陶瓷，如 Al_2O_3，MgO，Y_2O_3，BeO，ZrO_2 等。

对于含有易挥发成分的陶瓷材料，为了抑制低熔点物质的挥发，常将坯体用具有相同成分的片状或粒状物质包围，以获得较高易挥发成分的分压，保证材料组成的稳定。气氛常压烧结法的装置目前趋向大型化，已可对 ϕ900 mm × 3 000 mm 制品进行烧结。

2 温度对陶瓷相变的影响

绝大多数陶瓷都存在同素异构转变现象，即随着温度的变化产生晶体结构（晶型）的变化，其中有的转变是不可逆的，如 $\gamma\text{-}Al_2O_3 \rightarrow \alpha\text{-}Al_2O_3$，$\alpha\text{-}Si_3N_4 \rightarrow \beta\text{-}Si_3N_4$ 和 α-SiC→β-SiC 等。而有些转变是可逆的，如 $c\text{-}ZrO_2 \longleftrightarrow t\text{-}ZrO_2 \longleftrightarrow m\text{-}ZrO_2$。由于化学成分（内因）及温度加热冷却相变条件（外因）不同，可以使相变以下不同方式进行，因而得到显微组织结构各异的相变产物。

多数陶瓷，即使是单一化合物，由于温度的不同而具有多种晶型，即随着温度的变化要产生晶型的转变。例如，$\alpha\text{-}Al_2O_3$ 为刚玉结构，而 $\gamma\text{-}Al_2O_3$ 为尖晶石结构。这种多晶型之间的相变是在不伴随离子长程扩散的情况下发生的，通常称为同素转变（allotropic transition）或同素相变。在同素转变中代表性的无扩散相变（diffusionless phase transition）有两类：第一类是重构型相转变（reconstructive transition）；第二类为位移型相转变（displacive transition）。

在重构型相变中，伴随着原化学键的破坏与新键形成，原子重新排列，因此，相变需要的激活能较大，重构型相变较难发生，常常有使高温相残留到低温的倾向。但在重构相变中原子移动的距离仍是短程的。然而，位移型相变是在破坏原化学键的情况下，构成晶体的离子沿特定的晶面和晶向整体（成队列地）产生有规律的相对位移，因此，位移型转变所需要的激活能比重构型转变小，自然比重构型相变容易产生。例如在 SiO_2 的多晶型间转变中，α-石英⟷β-石英间的转变及 α-方石英⟷β-方石英间的转变是位移型相变，转变速度很快。而石英⟷鳞石英之间的转变及鳞石英⟷方石英之间的转变为重构型转变，转变速度很慢。为加速这种重构型转变，加入某些添加剂是很有效的。

2.1 ZrO_2 陶瓷中的 c-t 相变

纯 ZrO_2 从高温到室温会发生液相（L）→（约 2 680℃）立方相（c）→（约 2 370℃）正方相（t）→（约 1 000℃）单斜相（m）的同素异构转变。当 ZrO_2 中加入稳定剂（Y_2O_3，MgO，CaO，CeO_2 等）构成二元系时，则使相变点降低并变成一个温度区间，因此由于稳定剂的种类与含量不同及加热冷却制度不同，则相变将以下不同的方式进行。当将 $ZrO_2\text{-}Y_2O_3$ 陶瓷于 c 相单相区保温后快速冷却到室温，则 c-t 相变以无扩散方式进行。相变产物的组织结构特征是：TEM 明场像呈现出类似钢中板条马氏体的条状组织，电子衍射结果的特征是：作为 $c\text{-}ZrO_2$ 禁止反射的 112 类衍射斑点均出现，用其呈暗场像，可观察到相变孪晶及孪晶变体内的反相畴界。研究结果表明，相变过程中无化学成分变化，这种位移型的非扩散相变与钢中马氏体相变有相类似的特点。为区别扩散形成的平衡相 $t\text{-}ZrO_2$，将这种无扩散型相变产物的过饱和非平衡正方相称为 $t'\text{-}ZrO_2$。

当 Y_2O_3 含量增加到 8 mol%时，在立方单相区热处理后快速冷却至室温，TEM 明场像中无条状组织出现，虽然 112 类反射仍出现，但强度减弱，漫散射严重，在暗场像中，观察不到相变孪晶及孪晶变体内的反相畴界，XRD 分析结果表明，晶体结构为立方相，而 112 类反射出现的组织结构称为 $c'\text{-}ZrO_2$。Y_2O_3 含量增加，因而反相畴界细小，同时由于无正方度产生因而无需孪生过程来协调应变。

将 ZrO_2-5 mol%Y_2O_3 陶瓷试样在 c + t 双相区等温处理，分离成 c 相和 t 相，快速冷却到室温，c 相以无扩散相变形成 t′相，而 t 相被保留到室温，这与 F + M 双相钢的组织形成过程非常相似。

将 ZrO_2-14 mol%Y_2O_3 陶瓷试样从 c 相单相区快速冷却到室温，其 c-t 及 t-m 相变均被抑制而得到全稳定的 c 相（FSZ）。

2.2 ZrO_2 陶瓷中的 t-m 相变

马氏体相变（martensitic transformation）是位移型相变之一，是以钢铁为首的金属材料中非常重要的固态相变，利用马氏体相变来获得使用性能材料很多。马氏体相变是由于剪切变形而引起原子或离子的整体协调短程位移而实现的无扩散型相变，相变时伴随有试样形状的改变和表面浮凸效应。马氏体相变过程中试样形状变化有两种方式：一种是滑移变形；另一种是孪生变形。对于这两种变形，得到亚结构分别为位错和孪晶两种形态的马氏体，即前者为板条状马氏体

(lath martensite)，后者为片状马氏体（plate martensite)。

陶瓷中较典型的马氏体相变为 ZrO_2 中正方相→单斜相（t-m）转变，它是通过无扩散剪切变形实现的，因此被认为属于马氏体相变类型的固态相变。它具有以下特征：①无扩散位移切变型；②产生表面浮凸效应；③相变产物单斜相（m-ZrO_2）的亚结构为孪晶，有时伴有位错；④在冷却时存在马氏体相变开始点（M_s），并且在加热冷却时有热滞；⑤母相（t）与新相（m）之间有确定的晶体学位向关系；$(100)_m // (110)_t$，$[010]_m // [001]_t$；⑥新相惯习面为：透镜片状马氏体为 $(671)_m$ 或 $(761)_m$ 板条状马氏体为 $(100)_m$；⑦具有变温转变和等温转变特征。

（1）加热冷却过程中的热膨胀行为

由于 t→m 转变时产生约 5% 的体积膨胀，因此，用热膨胀方法来研究其相变是非常方便的。ZrO_2-Y_2O_3 陶瓷 t + m 双相组织的热膨胀曲线结果可知，在升温过程中，发生 m-t 相变，并在 A_S 点与 A_f 点之间的温度范围完成相变。降温过程中发生 t-m 相变，且相变也是在 M_S 点与 M_f 点之间的一个温度区间完成。这种热膨胀行为与钢中的 A⇌M 马氏体相变非常相似。

（2）加热冷却速度对 t-m 相变点的影响

当加热速度改变时相变点会随之改变，一般情况下，随着加热速度的提高，A_s 点及 A_f 点随之升高；随冷却速度的提高，M_s 点升高即 t-m 转变温度区间变窄，t-m 转变量减小。从加热冷却速度对相变点的影响而言，这一点与钢中的马氏体相变不大一样。钢中 A→M 转变 M_s 点不受冷却速度的影响。

（3）等温转变动力学

与钢中马氏体相变一样，ZrO_2-Y_2O_3 陶瓷的 t-m 相变不仅在降温（连续冷却）过程中发生，而且可以在等温过程中发生。从热膨胀结果分析认为，在等温前的降温过程中已有 t-m 相变发生，在等温后的降温过程中也有 t-m 相变发生。因此冷却到室温的试样中 m 相是由三部分组成；即等温前的降温转变 m 相，等温过程中的等温转变 m 相及等温后降温转变的 m 相。如等温温度较高，则等温前无 t-m 转变，同样如等温温度较低，则等温后也无 t-m 转变。等温前的降温 t-m 转变对等温过程中的 t-m 转变有促进作用。与钢中的马氏体相变有残留奥氏体存在一样，ZrO_2 陶瓷的 t-m 转变也有不彻底性，总有一部分残余 t 相存在，即使是纯 ZrO_2，如果晶粒较细，冷却到室温也有少量的 t 相存在。这是由于先转变的 m 相含量的增多，体积膨胀对后续的 t-m 转变产生约束作用的结果。

（4）等温转变的 TTT 图

由 ZrO_2-Y_2O_3 陶瓷等温转变动力学曲线作出等温转变时的温度-时间-转变量（Temperature-Time-Transformation，TTT）图的实验结果分析可知，与钢中等温马氏体转变等温转变图类似，呈等温转变图形式，在"鼻子"温度处孕育期最短，同时间内的转变量最大，这说明惟有在适当的温度区间最有利于 t-m 相变。由于 t-m 相变主要由形核控制，而长大速度很慢，因此决定相变速率的主要因素是相变驱动力与形核能垒。温度过低，虽然相变化学驱动力大，但形核能垒也增大不利于形核。温度过高，相变驱动力不足。这两个主要矛盾因子相互作用的结果必有极值出现，即等温转变图的"鼻子"温度。

（5）形核长大机制与马氏体形态

t-m 转变与钢中马氏体相变一样，属非均匀形核（非热力学起伏形核），因此较均匀形核能垒小得多。晶界及晶内缺陷等高能量区域是形核的有利位置，实验观察表明，晶界是最有利的形核位置，晶界形核能垒 ΔG^* 的计算公式为

$$\Delta G^* = \frac{4\ (b\gamma_{t\text{-}m} - \gamma_{t\text{-}t})^3}{27c^2\ (\Delta G_v - \Delta E)^2}$$

式中，$\gamma_{t\text{-}m}$、$\gamma_{t\text{-}t}$ 分别为 t/m，t/t 界面能，为相变阻力；ΔE 为单位体积相变应变能，也为相变阻力；ΔG_v 是单位体积 t、m 两相化学自由能差，为相变驱动力，它与温度和化学成分有关。形核率 N 可由下式表示

$$N = S_v \gamma \exp\left(-\frac{\Delta G^*}{kT}\right) \exp\left(-\frac{Q_m}{kT}\right)$$

式中，S_v 为单位体积内晶界面积；γ 为离子振动频率，Q_m 为 t/m 界面迁移激活能。

与马氏体相变形核类似，m 相形核为自促发形核，一片 m 相在晶界形核后纵向长大很快，几乎在形核的同时完成纵向长大，当 m 相片长大的尖端遇到晶界或晶内缺陷时（绝大多数情况下是晶界），该片纵向长大停止，而由于该片的促发作用，从这片的尖端晶界处引发另一片 m 相形核，并沿着与前片相反但有一定夹角的方向迅速长大，如此往复而形成"N"字形 m 相片。整个"N"字形 m 相片的形成是在很短的瞬间完成的，这种自促发形核及快速纵向长大的过程与钢中马氏体相变非常类似。其后是片的侧向长大，这种侧向长大是很缓慢的过程，它是通过界面处原子的短程迁移而实现界面迁移的。

当 Y_2O_3 含量较低时，侧向长大至相邻片相互接触而形成平等的条状组织，相邻条之间为孪晶关系。这种侧向的缓慢长大机制与钢中的马氏体相变是不同的。

当 Y_2O_3 含量较高时，则侧向长大不明显，而最终保留着"N"字形 m 相形态，"N"字形的间隙处为相当于钢中残留奥氏体的残留 t 相。

另外，在纯 ZrO_2 中或当稳定剂含量很低时，形成类似于钢中板条马氏体的条间距较小的平等板条状 m 相组织。这种组织是在晶界处成束相伴形核并迅速纵向长大的，这种情况下，残留 t 相很少。

3 熔体和玻璃体与温度的关系

在自然界中，物质通常以气态、液态和固态三种聚集状态存在。这些物质状态在空间的有限部分则称为气体、液体和固体。固体又有晶体和非晶体两种形式。大多数天然或人造的固体都属于晶体。其结构特点是质点在三维空间有规则地排列，即远程有序。而非晶态固体如玻璃、树脂、橡胶……等，其结构特点是近程有序而远程无序。用能量高低可以形象地描述这两类固体材料结构的有序程度：理想晶体的能量在内部是均一的，只是在接近表面时才有所增加。玻璃体的位能高于晶体，而非晶体由于有无数的内表面，所以能量断面分布很不规则。

非晶体又包括玻璃体和高聚体（如橡胶、沥青等）。无机玻璃是脆性材料而橡胶却有很大的弹性，尽管在宏观性质上两者有很大差别，但它们内部均有远程无序的结构特征。

近代玻璃包括用熔体过冷而制得的传统玻璃和用非熔融法（如气相沉积、真空蒸发和溅射、离子注入和激光……等）所获得的新型玻璃。用特殊方法制得的玻璃其过剩内能较大，有很容易析晶的趋向，所以有些人习惯将这类玻璃称为无定形体或非晶体，以区别传统玻璃。由于玻璃体、非晶体和无定形体的结构都是具有"远程无序"的特征，这三个概念均是相对于晶体而言的。因此常将它们看作同义词而混用。

用熔融硅酸盐过冷而制得的无机玻璃是硅酸盐材料中的重要一类。在各种无机非金属材料中一般都含有一定数量的玻璃相。本节主要叙述硅酸盐熔体和玻璃体与温度的关系。这些基本知识对控制材料的制造过程和改善材料性能都是很

重要的。

3.1 熔体结构的形成

硅酸盐熔体在熔制的最初阶段，熔体外观开始均匀透明，逐渐形成一种复杂的阴离子混合物。其中包括三维结构碎片（未被侵蚀的残留石英骨架）用 $(SiO_2)_n$ 表示和二维结构的二元硅酸盐碎片直至长短不一的各种低聚物。

在熔融过程中随时间延长，温度上升，不同聚合程度的聚合物发生变形。一般链状聚合物易发生围绕 Si-O 轴转动同时弯曲；层状聚合物使层本身发生摺皱、翘曲；架状 $(SiO_2)_n$ 由于热搅动使许多桥氧键断裂（缺陷数目增多），同时 Si-O-Si 键角发生变化。

由分化过程产生的低聚合物不是一成不变的，它可以相互发生作用，形成级次较高的聚合物，同时释放部分 Na_2O。这过程称为缩聚。例如：

$$[SiO_4]Na_4 + [Si_2O_7]Na_6 = (Si_3O_{10})Na_8 + Na_2O$$

（短链）

$$2[Si_3O_{10}]Na_8 = [SiO_3]_6Na_{12} + 2Na_2O$$

（环）

缩聚释放的 Na_2O 又能进一步侵蚀石英骨架而使其分化出低聚物，如此循环，最后体系出现分化↔缩聚平衡。这样熔体中就有各种不同聚合程度的负离子团同时并存，有 $[SiO_4]^{4-}$（单体）、$(Si_2O_7)^{6-}$（二聚体）、$(Si_3O_{10})^{8-}$（三聚体）……$(Si_nO_{3n+1})^{2n-2}$（n 聚体）$n = 1, 2, 3 \cdots\cdots \infty$。此外还有三维晶格碎片 $(SiO_2)_n$，其边缘有断键内部有缺陷。这些硅氧团除 $[SiO_4]$ 是单体外，统称聚硅酸离子或简称聚离子。多种聚合物同时并存而不是一种独存这就是熔体结构远程无序的实质。

在熔体组成不变时，各级聚合物的数量还与温度有关。熔体中的“三维碎片”随温度变化还存在聚合↔解聚的平衡。在高温时，低聚合物以分立状态存在，当温度降低时有一部分附着在“三维碎片”上，被碎片表面的断键所固定，形成“毛刺”。如果温度再升高，低聚物又脱离。一硼硅盐熔体中聚合物分布与温度的实验结果表明，温度升高，低聚物浓度增加；反之，低聚物浓度降低。

3.2 玻璃的形成

玻璃态是物质的一种聚集状态，了解哪些物质能够形成玻璃以及玻璃形成的条件和影响因素对研究玻璃结构及合成具有特殊性能的新型玻璃有很重要的理论和现实意义。

传统玻璃是玻璃原料经加热、熔融和在常规条件下进行冷却而形成的玻璃态物质。这是目前玻璃工业生产所大量采用的方法。此法的不足之处是冷却速度比较慢。工业生产一般 40 ~ 60 K/h，实验室样品急冷达 1 ~ 10 K/s。这种冷却速度是不能使金属、合金或一些离子化合物形成玻璃态的，目前除传统冷却法以外还出现了许多非熔融法，而且冷却法本身在冷却速率上也有很大的突破。这样使用传统法不能得到玻璃态物质，也可以制备成玻璃。习惯上把气相转变所得的玻璃态物质称为无定形薄膜；晶相转变所得的玻璃态物质称为无定形固体；液相转变所得的玻璃态物质称为玻璃固体，它们的差别在于形状和近程有序程度不同。

（1）玻璃形成的热力学观点

熔融体是物质在液相温度以上存在的一种高能量状态。随着温度降低，熔体释放能量大小不同，可以有三种冷却途径：结晶化，即有序度不断增加，直到释放全部多余能量而使整个熔体晶化为止；玻璃化，即过冷熔体在转变温度 T_g 硬化为固态玻璃的过程；分相，即质点迁移使熔体内某些组成偏聚，从而形成互不混溶的组成的不同的玻璃相。

玻璃化和分相过程均没有释放出全部多余的能量，因此与晶化相比这两个状态都处于能量的介稳状态。大部分玻璃熔体在过冷时，这三种过程总是程度不等地发生的。

从热力学观点分析，玻璃态物质总有降低内能向晶态转变的趋势，在一定条件下通过析晶或分相放出能量使其处于低能量稳定状态。然而由于玻璃与晶体的内能差值不大，故析晶动力较小，因此玻璃这种能量的亚稳态在实际上能够长时间稳定存在。比较几种硅酸盐晶体和相应组成玻璃体内能的结果表明玻璃体和晶体两种状态的内能差始终很小，所以以此来判断玻璃形成能力是困难的。

（2）玻璃形成的动力学手段

从塔曼（Tamman）开始，把物质的结晶过程归纳为两个速率所决定，即晶核生成速率（成核速率 I_v）和晶核生长速率（u）。而 I_v 与 u 均与过冷度（$\Delta T = T_m - T$）有关（T_m 为熔点）。如果成核速率与生长速率的极大值所处的温度范围很靠近熔体易析晶而不易形成玻璃。反之，熔体就不易析晶而易形成玻璃。如果熔体在玻璃形成温度（T_g）附近黏度很大，这时晶核产生和晶体生长阻力均很大，这时熔体易形成过冷液体而不易析晶。因此熔体是析晶还是形成玻璃与过冷度、黏度、成核速率、生长速率均有关。

近代研究证明如果冷却速率足够快时，在各类材料中都发现有玻璃形成体。因而从动力学角度研究各类不同组成的熔体以多快的速度冷却才能避免产生可以探测的晶体而形成玻璃，这是很有实际意义的研究内容。

形成玻璃的临界冷却速率是随熔体组成而变化的。凡是熔体在熔点时具有高的黏度，并且黏度随温度降低而剧烈地增高，这就使析晶位垒升高这类熔体易形成玻璃。而一些在熔点附近黏度很小的熔体易析晶，而不易形成玻璃，只有在快速冷却条件下才生成玻璃。黏度是关系到玻璃的制造和加工的一种重要性质。在硅酸盐工业中，熔体的黏度还关系到材料的烧结温度和烧结速率；瓷釉的熔化；耐火材料的使用……等。因此熔体的黏度是材料制造过程中需要控制的一个重要工艺参数。

玻璃转变温度 T_g 与熔点 T_m 之间的相关性（T_g/T_m）也是判别能否形成玻璃的的标志。转变温度 T_g 是和动力学有关的参数，它由冷却速率和结构调整速率的相对大小确定的，对于同一种物质，其转变温度愈高，表明冷却速率越快，越有利于生成玻璃，对于不同物质，应综合考虑 T_g/T_m，通常认为易生成玻璃的氧化物 T_g-T_m 所形成的曲线点位于 $T_g/T_m = 2/3$ 直线的上方，较难生成玻璃的非氧化物 T_g-T_m 所形成的曲线点位于 $T_g/T_m = 2/3$ 直线的下方。当 $T_g/T_m = 0.5$ 时形成玻璃的临界冷却速率约要 10 K/s。

编写：王　文（哈尔滨工业大学）

第6章　复合材料的热处理

1　金属基复合材料的强化热处理

金属基复合材料（Metal Matrix Composite；MMC）是由金属和增强体通过一定的工艺复合而成的新型结构材料。这种材料具有较高的比强度、比刚度以及良好的抗蠕变性和耐高温性能，所以它从20世纪60年代问世以来，一直备受材料界和工程界的重视。目前常见的复合材料基体金属有铝合金、镁合金、钛合金、镍合金等。而优化金属基复合材料性能的重要手段之一就是时效强化，时效问题是这些材料进入实用化过程中所必须面对的工程问题之一。因此，有必要了解常见的铝合金基复合材料、镁合金基复合材料和钛合金基复合材料的强化热处理。

1.1　铝基复合材料的强化热处理

铝合金基复合材料，由于铝合金基体是面心立方结构，具备良好的塑性和韧性，加之优良的易加工性、工程可靠性和价格低廉等优点，使得铝基复合材料在航空、航天及汽车工业领域中被广泛应用，并且成为许多应用领域中最具商业吸引力的材料。

金属基复合材料的增强体按形态可以分为长纤维、短纤维、晶须和颗粒等几种常见形式。而铝基复合材料中基体部分的性能对复合材料的性能影响很大，故基体一般选用可时效强化的铝合金作为基体。它可分为可时效硬化变形铝合金（包括锻铝LD、硬铝LY和超硬铝LC）和可时效硬化铸造铝合金ZL（图5.6-1）。

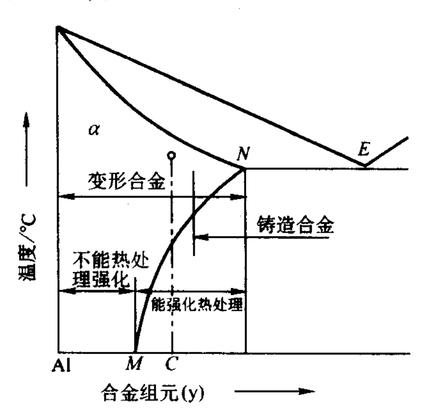


图5.6-1　溶解度变化的二元铝合金相图和铝合金分类

（1）铝合金的时效强化处理

在介绍铝基复合材料及其基体合金时效行为之前，有必要对二元铝合金的时效强化理论做一简要回顾。铝合金强化热处理形式是淬火时效。淬火时效的目的是通过铝合金在淬火及时效过程中组织及性能的变化，增加合金的塑性变形抗力，提高强度和硬度。首先通过高温加热使铝合金中的强化相溶入基体中，这种处理称为固溶处理。随后快速冷却，以抑制强化相在冷却过程中重新析出，从而获得一种过饱和的以铝为基体的α固溶体。获取过饱和固溶体的前提是合金中的强化相在铝中的溶解度应随温度的增加而明显提高（正如二元铝合金相图5.6-1所示），否则，就达不到固溶处理的目的。经淬火处理获得的单一相的过饱和固溶体α，放置在室温下或加热到低于溶解度曲线的某一温度并且进行保温，随之第二相（沉淀相）或溶质原子偏聚区（GP区）从过饱和固溶体中析出，则合金产生脱溶时效。析出相往往不是相图中的平衡相，而是亚稳相或溶质原子的偏聚区。通过X射线及电子显微镜研究证明，合金脱溶的一般顺序如下：

$\underbrace{\text{过饱和固溶体}\rightarrow\text{偏聚区}}_{\text{预脱溶期}}\text{（或}\underbrace{\text{称GP区）}\rightarrow\text{过渡相（亚稳相）}}_{\text{脱溶期}}\rightarrow$平衡相

例如，Al-Cu合金的时效沉淀相的析出顺序可以表示成：过饱和固溶体→GP区→θ''→θ'→θ（$CuAl_2$）。值得注意的是，上面所概括的四个时效阶段并非在任何时效温度都会发生，也不是时效析出一定得首先形成GP区。一般而言，增加晶体缺陷，使新相易于形成，脱溶速度加快。例如，GP区的形成与空位有关，而过渡相形成主要决定于位错密度。铝合金时效分为自然时效和人工时效两种，其工艺流程如图5.6-2所示。自然时效主要获得GP区，人工时效则是析出沉淀相。

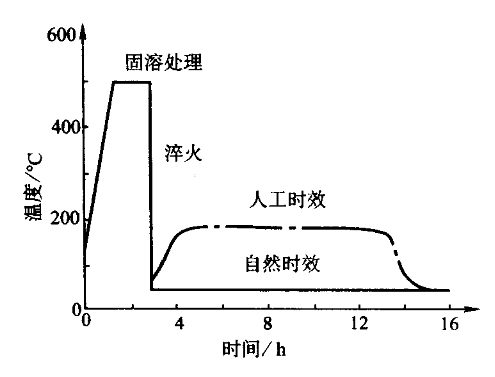


图5.6-2　铝合金时效工艺流程图

时效强化的第一个条件是合金元素在铝中要有较大的溶解度，而且溶解度随温度的提高而增加（如图5.6-1所示）；第二个条件是在时效过程中能形成GP区和过渡相，并能在基体中造成明显的点阵畸变。只有具备这两方面的条件，才能获得显著的时效硬化。Al-Cu、Al-Cu-Mg、Al-Mg-Si、Al-Zn-Mg-Cu及Al-Li系合金的沉淀产物时效硬化作用大，是目前可热处理强化的主要铝合金系。

传统的Al合金的时效行为通过几代科技工作者的努力已经十分清楚。但加入增强体后，情况就变得不再那么简单。下面介绍铝合金基复合材料时效机制和变化特点及影响因素，列出了一些常用的铝合金基复合材料热处理工艺规范。

（2）铝合金基复合材料时效硬化特点和机制

对于铝合金基复合材料而言，增强体的加入不能从根本上改变复合材料基体合金的时效沉淀过程，无论是在基体合金还是在复合材料中，析出相的形貌特征都是一致的，而且复合材料中基体合金的时效沉淀过程和时效析出序列没有改变。这可以从图5.6-3的SiCw/2124Al复合材料和其基体合金DSC曲线可以观察到：虽然复合材料的脱溶温度降低，但是同一合金的复合材料与其基体合金的DSC曲线形状并无明显差异，其放热峰的个数是完全一致的。这说明复合材料和基体合金的析出相及析出顺序并无本质上的区别。其复合材料的时效析出顺序和Al-Cu系列合金一样为：过饱和固溶体→GP区→亚稳态相S′→稳态相S（Al_2CuMg）。

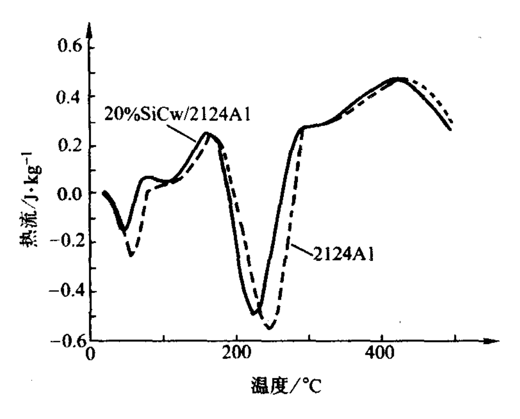


图 5.6-3　SiCw/2124Al 复合材料及基体合金的 DSC 曲线

与铝合金时效不同的是：由于增强体的加入，铝合金基复合材料的时效硬化过程被加速，峰值时效时间均明显比基体合金提前，促进复合材料的时效动力学进程（如图 5.6-4 所示）。此外，增强体的加入抑制或延缓 GP 区的形成。

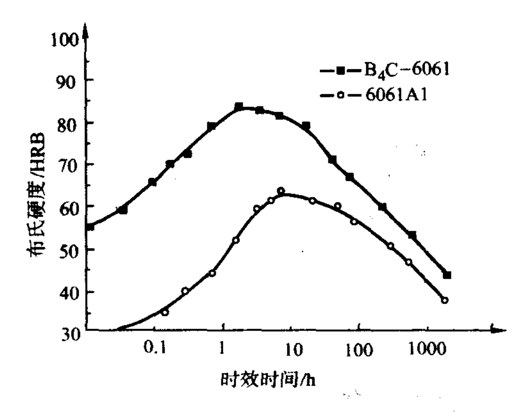


图 5.6-4　6061Al 合金及 B_4C/6061Al 复合材料的时效硬化特性

这个时效硬化过程加速的原因普遍被认为与复合材料中高密度位错有关。在金属基复合材料中，由于增强相和基体合金之间存在较大热膨胀系数差，从而诱发产生高密度位错。这个高密度位错从两个方面影响着复合材料的时效过程。首先，这些位错为某些沉淀强化相，（例如强烈依赖于位错等缺陷形核的过渡相 S′、θ′和 β′）提供非均匀形核的有利场所，降低了这些沉淀相形成的激活能，促进其沉淀相析出。其次，这些位错作为短路扩散的通道，通过提高溶质原子的扩散速度，促进沉淀相的形核和与长大。最终使复合材料的时效过程得到加速。事实上，位错的上述两个方面的作用在铝合金复合材料时效过程中往往同时发生，微观上表现为沉淀强化析出动力学过程的加快，在宏观上则表现为复合材料硬化过程的加速。

(3) 影响复合材料时效强化的因素

影响铝基复合材料的时效行为的因素有：①基体合金的化学成分；②时效温度；③增强体的类型、大小、形状和体积分数；④复合材料的制造方法。

1) 基体合金的化学成分　对于铝合金基复合材料而言，增强体的加入既不能从根本上改变复合材料中基体合金的时效沉淀过程，也没有改变复合材料的析出相的形貌特征和时效析出顺序。而合金的沉淀硬化能力除与淬火及时效规范有关外，更重要的是决定于合金的性质，即合金成分。所以研究铝基复合材料时效处理行为需要明确不同合金成分的铝合金沉淀相和其相应的脱溶序列。铝合金的成分不同，其析出相和时效析出顺序也各不相同。表 5.6-1 和表 5.6-2 列出了主要铝合金系的沉淀产物和时效析出顺序。

表 5.6-1　主要铝合金系的沉淀产物

合金系	沉淀产物	性质	用途
Al-Mg	球形 GP 区 β′ β (Mg_5Al_3)	过渡相，半共格六方结构 平衡相，非共格面心立方	不锈铝
Al-Cu	圆盘形 GP 区 圆盘形 θ″ 片状 θ′ θ (Al_2Cu)	过渡相，共格正方结构 过渡相，半共格正方结构 平衡相，非共格体心正方	铸铝
Al-Cu-Mg	棒状 GP 区 S′ (Al_2CuMg) S (Al_2CuMg)	过渡相，半共格正交结构 平衡相，非共格正交结构	硬铝
Al-Mg-Si	针状 GP 区 棒状 β′ (Mg_2Si) 片状 β (Mg_2Si)	过渡相，半共格六方结构 平衡相，非共格面心立方	锻铝和铸铝
Al-Zn-Mg-Cu	球形 GP 区 η′ η ($MgZn_2$) T′ T	过渡相，半共格六方结构 半共格过渡相 平衡相	超硬铝

表 5.6-2　主要铝合金系脱溶序列

合金系	脱溶序列及平衡脱溶相
Al-Cu	GP 区（盘状）→θ″→θ′→θ (Al_2Cu)
Al-Ag	GP 区（球状）→γ′→γ ($AlAg_2$)
Al-Zn-Mg	GP 区（球状）→η′→η ($MgZn_2$) 或者 GP 区（球状）→T′→T ($Al_2Mg_3Zn_3$)
Al-Mg-Si	GP 区（杆状）→β′→β (Mg_2Si)
Al-Cu-Mg	GP 区（杆状或球状）→S′→S (Al_2CuMg)

2) 时效温度　时效温度是复合材料时效强化处理的最重要的参数之一。温度升高，原子活动能力增强，脱溶速度加大，但温度过高，合金的过饱和度减小，脱溶相和母相的自由能差变小，这又使脱溶速度降低。所以选择合适的时效温度对铝合金基时效处理是非常关键的。

一般而言，复合材料的自然时效过程滞后于基体合金，而人工时效硬化过程提前于基体合金。这是因为沉淀析出相的种类随着时效温度升高发生了变化（由 GP 区转化为 β′）。

提高时效温度（通常为达到或接近相应基体合金正常的时效温度），复合材料呈现与基体合金时效相近的规律，只是其硬化程度呈现较基体合金明显加速的趋势，推进程度因基体合金种类差异而不同。例如：体积分数 15%SiCw/6061Al 复合材料 160℃ 和体积分数 13.2% SiCw/2124Al 复合材料 177℃的峰时效时间分别由基体合金 14～16 h、12 h 降低到为 4～5 h 和 4 h。

时效温度显著影响着复合材料时效强化行为（见图 5.6-5）。随着时效温度升高，强化相的脱溶速度加快，复合材料时效进程变快，达到峰值时效时间缩短。此外，随着温度的升高，固溶体的过饱和程度减少，从而形成沉淀相的数量将会减少，因此时效峰值也会降低。

3) 增强体的类型、体积分数及尺寸大小　增强体的类型和铝合金基复合材料的时效行为密切有关。众所周知，当某些增强物加入某个传统的基体材料后会引起基体组织的发生某些界面反应，特别是某些活性元素如 Mg 等的加入，会加重界面反应，从而改变复合材料的时效性能。例如：对 SiCp/6061Al 和 Al_2O_3/6061Al 两类复合材料进行了研究，发现两类复合材料的峰值时效时间几乎完全相同，但前者的硬化

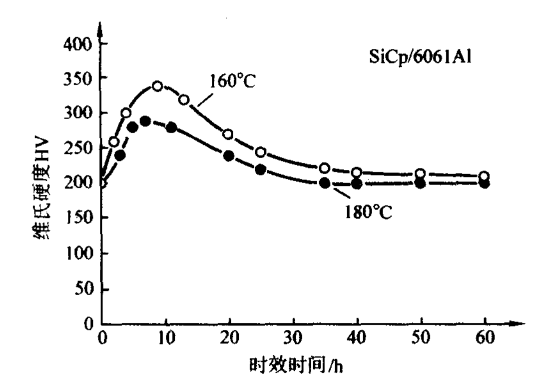


图 5.6-5 SiCp/6061Al 复合材料的时效硬化曲线

能力较后者时效硬化能力更大，这是由于6061Al的Mg元素易与Al_2O_3颗粒发生界面反应生成$MgAl_2O_4$尖晶石，消耗了6061Al金中作为强化元素的Mg，使强化相的含量减少，从而减弱了复合材料的时效硬化能力。

增强体含量显著影响着复合材料时效硬化行为，并且高体积百分数对复合材料的时效影响不同于低体积百分数，这可由图5.6-6加以说明。较低体积分数（5%和10%）复合材料的时效硬化曲线与基体合金相似，峰值时效时间较基体合金有所缩短。这是因为，提高增强体的体积百分数，有利于复合材料中的位错密度增加，导致GP区及β'相的长大加速，利于复合材料时效加速。而高体积分数（20%、30%和40%）复合材料时效硬化曲线与基体合金明显不同，特别是增强体体积分数为30%和40%时复合材料几乎没有时效硬化现象，这是由于过多的SiC晶须的引入抑制了GP区及析出相的形成。

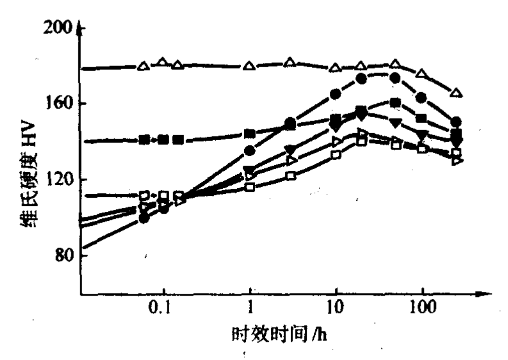


图 5.6-6 SiCp/7075Al 复合材料 120℃时效硬化曲线量
●7075Al ▽5% ▼10% □20% ■30% △40%SiCp（体积分数）

增强体尺寸级别影响着复合材料时效行为。细小的亚微米级的增强体与通常微米级的颗粒增强复合材料的析出机制截然不同。对于亚微米级增强复合材料而言，无论在低温或高温时效，还是体积百分数增加，复合材料的硬化过程均较基体合金慢，亚微米级复合材料时效析出过程均被抑制。此现象可以从35% SiCp/6061Al亚微米级复合材料及基体在170℃的时效硬化曲线得到验证（见图5.6-7）。亚微米级的增强体加入到基体中具有明显强化作用，使复合材料的硬度水平较基体合金提高。这不是因为基体被时效强化了，而是亚微米颗粒作用。并且细小颗粒加入对基体合金的析出过程有明显的抑制作用。

铝合金基复合材料的制备方法及其界面性能和铝合金基体的成分密切相关，会直接影响复合材料的时效硬化行为。铝合金基复合材料制备中，如果用经过高温焙烧的SiC颗粒、晶须或硅酸铝纤维作增强体，Mg会与SiCp（w）表面形成的SiO_2氧化层及硅酸铝纤维或颗粒中的SiO_2发生界面反应，生成$MgAl_2O_4$或MgO。MgO和$MgAl_2O_4$的生成取决于其合金中Mg的浓度。低浓度时倾向于形成$MgAl_2O_4$，高浓度（>4%质量分数）时易形成MgO。界面反应对复合材料的时效硬化行为会产生显著的影响。此外，挤压铸造方法制备复合材料时，其预制件在高温下需具备一定的刚性，以保持复合时形状的完整性。这就需要某种高温黏合剂如各种以SiO_2和Al_2O_3为基的混合物来黏合增强物，这些黏合剂往往是通过悬浮液注入，然后沉积或沉淀在纤维上，典型情况下预制件含质量分数有大约5%～10%的黏结剂。由于黏结剂的存在，在锻铝复合材料的挤压浸渗过程中，SiO_2迅速受到熔融Mg的作用，在纤维和基体的界面处发生界面反应。如果Mg含量足够高时，会使某些非时效硬化基体如Al-Mg基复合材料由于界面反应生成游离Si相，使得复合材料呈现时效硬化特性。影响到界面性能以及复合材料的时效硬化特征。有可能造成复合材料时效硬化过程的加速及达到时效峰值所需时间的缩短都不明显。这可能是界面反应使复合材料中的Mg消耗于生成尖晶石的反应中，基体中因Mg_2Si量的减少导致复合材料时效硬化能力显著降低。

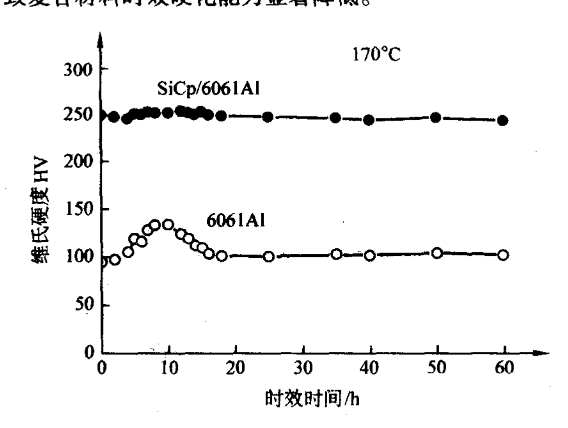


图 5.6-7 35%SiCp/6061Al 亚微米级复合材料及基体的时效硬化曲线

（4）铝基复合材料时效热处理工艺

铝合金基复合材料的时效处理工艺不能简单的借用基体合金的处理工艺，对某一特定铝合金基复合材料，必须综合考虑材料的制备工艺、基体合金成分、增强体性能及时效条件等诸多因素对其时效特性的影响，制定适合铝合金基复合材料的时效规范。表5.6-3列出了一些常用的铝合金基复合材料的时效热处理工艺。

表 5.6-3 复合材料时效热处理工艺

复合材料	制备方法	增强体尺寸/μm	增强体含量/%	固溶		时效	
				温度/℃	时间/h	温度/℃	峰时效时间/h
SiCp/2024Al	粉末冶金+挤压	20	5、10、15、20（体积分数）	490	1	170	5

续表 5.6-3

复合材料	制备方法	增强体尺寸/μm	增强体含量/%	固溶		时效	
				温度/℃	时间/h	温度/℃	峰时效时间/h
SiCp/2024Al	挤压铸造	49	5（质量分数）	500	2	170	15
SiCp/2024Al	挤压铸造	49	10（质量分数）	500	2	170	13
SiCp/2024Al	挤压铸造	49	20（质量分数）	500	2	170	9
SiCw/2024Al	挤压铸造	—	27（体积分数）	520	1.5	170	13.8
SiCw/2024Al	粉末冶金+挤压	—	25（体积分数）	490	2	190	
SiCw/2014Al	挤压铸造+挤压	—	15（体积分数）	495	2	120	6
SiCw/2014Al	挤压铸造+挤压	—	15（体积分数）	495	2	150	6
SiCw/2014Al	挤压铸造+挤压	—	15（体积分数）	495	2	170	4
SiCw/2014Al	挤压铸造+挤压	—	15（体积分数）	495	2	200	2
$(Al_2O_3+SiO_2)$/336Al	挤压铸造	—	10（体积分数）	520	9	205	4
$(Al_2O_3+SiO_2)$/336Al	挤压铸造	—	15（体积分数）	520	9	205	3～4
$(Al_2O_3+SiO_2)$/336Al	挤压铸造	—	20（体积分数）	520	9	205	3～4
SiCp/6061Al	挤压铸造	85	50（体积分数）	557	2	160	5
SiCp/6061Al	挤压铸造	30	50（体积分数）	557	2	160	5
SiCp/6061Al	挤压铸造	14	50（体积分数）	557	2	160	3
SiCp/6061Al	搅拌铸造	14	15（体积分数）	520	1	160	8
SiCp/6061Al	挤压铸造	—	17、26、32（体积分数）	520	1	170	10
SiCw/6061Al	挤压铸造+热挤压	—	20（体积分数）	520	1	170	10
Al_2O_3p/6061Al	粉末冶金+挤压	0.3	10（体积分数）	530	1	—	—
SiCp/6013Al	熔渗法	200、45、25	48.2、49.6、49.6（体积分数）	495	4	170	10
SiCp/6063Al	粉末冶金+挤压造	20	5、10、15、20（体积分数）	525	1	150	5
SiCp/7075Al	喷射沉积+热挤压	14	15（质量分数）	470	1	120	24
SiCp/7075Al	热压	12.5	5、10、20、30、40（体积分数）	470	1	120	13～14
SiCp/7020Al	搅拌铸造	40～100	5	540±10	2	170	18
SiCp/7020Al	搅拌铸造	40～100	10	540±10	2	170	15
SiCp/7034Al	粉末冶金+挤压	—	15	490	4	120	24
SiCw/Al-Li-Cu-Mg-Zr	挤压铸造+挤压	—	22（体积分数）	530	0.67	160	40
SiCw/Al-Li-Cu-Mg-Zr	挤压铸造+挤压	—	22（体积分数）	530	0.67	190	12～15
SiCw/Al-Li-Cu-Mg-Zr	挤压铸造+挤压	—	22（体积分数）	530	0.67	220	2.5～3
SiCp/Al-Cu-Mg-Si	新型液态搅拌	10	10（体积分数）	535	5	170	8～16
$(Al_2O_3+SiO_2)$/Al-Cu-Si	挤压铸造	—	8、16（体积分数）	550	7	140 205	25 5
SiCp/Al-Mg-Si-Cu	熔炼和液态模锻	10	5、10（体积分数）	510	6	150	8
SiCp/Al-Mg-Si-Cu	新型液态搅拌	—	10（体积分数）	535	5	170	12
$(Al_2O_3+SiO_2)$/Al-Mg-Si-Cu	热压	12.5	20（体积分数）	515	1	190	0.5
$(Al_2O_3+SiO_2)$/Al-Mg-Si-Cu	液态浸渗法	—	10、20、30（体积分数）	500	1.5	200	8

续表 5.6-3

复合材料	制备方法	增强体尺寸/μm	增强体含量/%	固溶		时效	
				温度/℃	时间/h	温度/℃	峰时效时间/h
$(Al_2O_{3f}+C_f)$/Al-Mg-Si-Cu	挤压浸渗法	—	20（体积分数）	510	4	170	4~8
SiCp/Al-Cu-Mn	半固态搅拌铸造	10、20、40	5、10、15（质量分数）	520~530	9	175	5

（5）复合材料时效强化后的性能

铝合金基复合材料时效强化热处理后，强度、硬度和塑性都发生变化。表 5.6-4 列出了经过时效硬化后复合材料的力学的性能。

表 5.6-4 铝合金基复合材料时效强化后力学性能

材料	弹性模量/GPa	屈服强度/MPa	抗拉强度/MPa	伸长率/%
25%SiCp/6013Al-T6	121	469	565	4.3
25%SiCp/6061Al-T6	119	427	496	4.1
25%SiCp/6091Al-T6	117	396	486	5.5
25%SiCp/7475Al-T6	117	593	655	2.5
25%SiCp/2124Al-T4	117	496	738	5
20%SiCp/6061Al-T6	97	415	498	6
10% Al_2O_3/6061Al-T6	81	296	338	—
15% Al_2O_3/6061Al-T6	87	317	359	—
20% Al_2O_3/6061Al-T6	98	359	379	—
15%SiCp/6061Al-T6	91	342	364	—
15%SiCp/6061Al-T4	98	405	460	—
20%SiCp/6061Al-T4	105	420	500	—
25%SiCp/6061Al-T4	115	430	515	—
10% Al_2O_3/2014Al-T6	84	483	517	—
10% Al_2O_3/2014Al-T6	92	476	503	—

1.2 镁合金基复合材料的强化热处理

镁合金具有低密度、高比强度、高比刚度、高阻尼性能、优良的加工性能和优良的铸造性能，但是镁合金的低硬度、低强度、低模量、低磨损抗力和高热膨胀系数等限制了它的广泛应用。而非连续增强镁基复合材料消除或减轻了镁合金的这些不足之处，是继铝基复合材料之后的又一具有竞争力的轻金属基复合材料。由于其具有高的比刚度和热导率，在某些方面，其性能甚至超过了铝基复合材料，在航空航天及汽车工业有广泛的应用前景，是当今高技术领域中最有希望采用的金属基复合材料之一。近年来，随着非连续增强镁基复合材料研究步伐的加快，为使镁基复合材料能更广泛的应用，对镁基复合材料的热处理强化便显得尤为重要。与传统合金相比，非连续增强体（如短纤维、晶须和颗粒）增强金属基复合材料在要求高强度和高刚度材料的应用上更具吸引力。不同于连续增强金属基复合材料，长纤维主要影响着复合材料的性能，而非连续增强复材料基体对复合材料的性能有更多的影响。大多数非连续增强复合材料是基体轻金属的时效硬化，因此，时效处理可以用来发挥复合材料的最佳性能。铝基复合材料的时效行为已经被广泛的研究，这些研究结果表明在复合材料时效过程中，复合材料时效动力学和时效硬化率主要依赖于增强体的尺寸、形状和体积分数以及材料的制备方法、第二相、时效温度和基体增强体的界面特性等。表 5.6-5 为一些常见二元镁合金析出相。

表 5.6-5 一些常见二元镁合金析出相特点

合金系	最大固溶度/%	析出相	熔点/℃
Mg-Al	12.7	$Mg_{17}Al_{12}$	437
Mg-Zn	8.4	MgZn	347
Mg-Ca	2.2	Mg_2Ca	714
Mg-Ce	0.74	$Mg_{18}Ce$	611
Mg-Nd	3.6	$Mg_{18}Nd$	580
Mg-Th	5.0	$Mg_{33}Th$	772
Mg-Y	12.0	$Mg_{24}Y_5$	620
Mg-Bi	8.85	Mg_3Bi_2	823
Mg-Si	约 0	Mg_2Si	1 087
Mg-Sb	约 0	Mg_3Sb_2	1 245
Mg-Sn	14.85	Mg_2Sn	772
Mg-Sr	约 0	$Mg_{17}Sr_2$	606

镁合金室温和高温力学性能有三种强化途径：①固溶强化；②析出强化；③弥散强化。研究表明，影响镁合金力学性能的合金元素主要可分为三类：①同时增大强度和塑性的元素，其作用效果顺序如下：Al、Zn、Ca、Ag、Ce、Ni、Cu、Th（强度增大）；Th、Ca、Zn、Ag、Ce、Ca、Al、Ni、Cu（塑性增大）；②稍微增大强度，主要增大塑性的元素，Cd、Ti、Li；③提高强度效果明显，但使塑性降低的元素：Sn、Pb、Bi、Sb。提高镁合金蠕变性能的主要途径为：①在晶界析出细而弥散的析出相，阻止晶界滑移；②增大晶粒尺寸，以增大扩散距离，使晶界扩散作用降低；③通过固溶强化增大基体的弹性模量。已经发现，RE（如 Ce、Nd、Y）Th、Si、Ca、Sr、Ba、Sb 等能够提高镁合金的蠕变强度，加入这些元素的镁合金具有良好的高温性能的原因在于：①形成的析出相含有大量 Mg 原子，例如，$Mg_{12}Ce$、$Mg_{12}Nd$、$Mg_{23}Th_6$、$Mg_{24}Y_6$，所以，对于给定合金加入量，加入这些元素使析出相的体积分数变得更高；②这些析出相的熔点较高，其热稳定性更高；③RE、Th、Y 等元素其熔点相对更高，为 798~1 663℃，它们在镁基体中扩散相对更慢，而镁的常见强化元素 Al、Zn 的熔点则相对更低。

通过固溶处理和时效处理能够最大限度地发挥析出强化效应，但是由于压铸件不可热处理而受到了限制，并且，随着温度的升高，析出相要发生粗化，间距增大，最后溶于基体中，与析出相不同的是，由于熔点更高和不溶于基体，弥散体的热稳定性更高，因此近年来出现的弥散强化镁合金的

力学性能可以保持到更高的温度，同时，由于位错的阻碍，以及再结晶和晶粒生长造成的软化受到弥散体的钉扎作用而阻止，弥散强化镁合的蠕变性能更高。

（1）铸造镁合金基复合材料强化热处理

采用挤压铸造方法制备了 20% SiCw/AZ91 镁基复合材料。为了防止基体合金中晶界处的低熔点化合物的熔化，AZ91 镁合金及 SiCw/AZ91 镁基复合材料的固溶处理采用两段加热法，即先加热到 380℃保温 2 h，再加热到 415℃保温 24 h。时效温度为 175℃，时效时间为 0～200 h，时效处理后复合材料性能变化如图 5.6-8。

图 5.6-8 是基体合金和复合材料在 175℃时效时硬度随时效时间的变化关系，两种材料在达到峰时效之前硬度随时效时间的延长而单调增加，之后缓慢减小。复合材料在 40 h 达到峰时效而基体合金则需要 70 h，这表明在 175℃时效时，复合材料相比基体合金时效硬化加快了。图 5.6-9 是复合材料和基体合金时效温度对峰时效时间的影响，对于两种材料随着时效温度的提高，峰时效时间明显减少，这可能是由于时效温度增加，使时效硬化动力学加快。同时在所有的温度下，复合材料比基体合金达到峰时效时间显著减少。

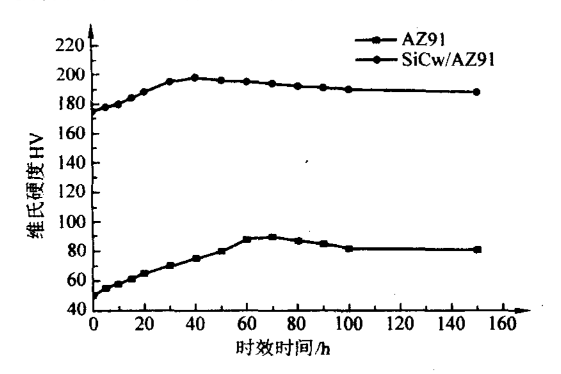


图 5.6-8　AZ91 合金和 SiCw/AZ91 复合材料在 175℃下时效硬化曲线

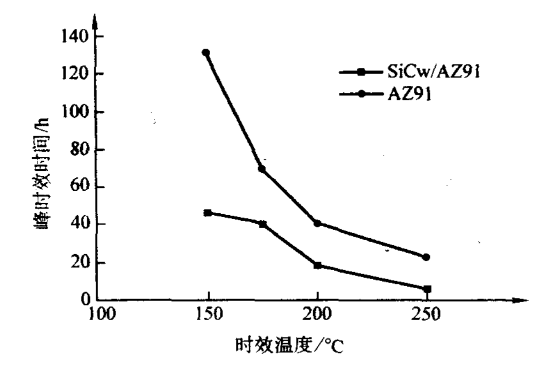


图 5.6-9　AZ91 合金和 SiCw/AZ91 复合材料时效温度随峰时效时间的变化曲线

图 5.6-10 是时效温度对两种材料峰硬度增量的影响，在所有温度，复合材料的峰硬度增量比基体合金的硬度增量要低大约 20%～30%，也就是说，复合材料的时效硬化效率比基体合金低。

表 5.6-6 是 SiCw/AZ91 镁基复合材料在不同热处理状态下的拉伸性能，固溶处理明显提高了复合材料的断裂应变量；峰时效处理（T6）显著提高了 SiCw/AZ91 复合材料的强度，但是其断裂应变量显著降低，这与复合材料的时效析出有关。峰时效时，SiCw/AZ91 镁基复合材料中存在两种时效析出相：晶体内的片层状析出相以及 SiCw-AZ91 界面处的胞状析出相，这两种析出相均为 $Mg_{17}Al_{12}$。

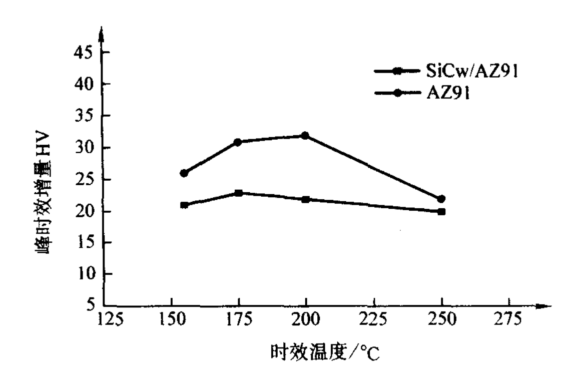


图 5.6-10　时效温度对 AZ91 合金和 SiCw/AZ91 复合材料硬度增量的影响

表 5.6-6　SiCw/AZ91 在不同热处理状态下的拉伸性能

热处理状态＼性能	HV	$\sigma_{0.2}$ /MPa	σ_b /MPa	E /GPa	ε /%
铸态	178	240	370	86	1.12
淬火态	175	220	355	85	1.40
T6（175℃，40 h）	202	—	398	92	0.62

（2）变形镁合金基复合材料强化热处理

利用真空压力浸渍法制备了（B_4Cp + SiCw）/MB15 复合材料，两种增强体的体积分数均为 12%。将基体合金和复合材料切成小块封入真空玻璃管，在 360℃固溶 4 h，在冰水中淬火后，在 170℃真空中等温时效。

由复合材料和合金的 DSC 曲线可知，复合材料和合金的析出峰温度分别为 218℃、233℃，表明复合材料中由于增强体的加入而产生的残余应力和高密度位错均使复合材料的时效提前，而复合材料和合金中的 β′（Laves MgZn）的熔解峰温度分别为 292℃、288℃，表明复合材料中的析出相稳定性提高。DSC 分析表明（B_4Cp + SiCw）/MB15 复合材料的时效析出提前，而析出物 β′的稳定性较高，溶解过程推迟，且（B_4Cp + SiCw）/MB15 复合材料的时效析出量比 MB15 合金多。

图 5.6-11 是 MB15 合金及（B_4Cp + SiCw）/MB15 复合材料时效强化硬度曲线，从硬度曲线上看，在固溶状态下，未开始时效时，复合材料的硬度由于增强体的加入而上升到 1 000 MPa，而合金只有 500 MPa。复合材料达到峰时效只需 6 h，合金需 40 h，体现了明显的时效加速，但两者由时效强化引起的硬度都均上升 200 MPa。复合材料中虽然有析出物在界面优先析出，使强化程度下降，但时效析出相会与高密度的位错发生相互作用，从而提高强化效果。由于上述两个因素，两材料的实际时效强化效果相近。（B_4Cp + SiCw）/MB15 复合材料在 170℃时效时，达到峰值时效时间比基体合金大大缩短，但时效强化程度趋于相近。

1.3　钛合金基复合材料的强化热处理

由于增强体的存在改变了金属基体的显微组织，特别是发现基体金属或合金中的位错起因于增强体与金属基体的热失配，而高密度的位错构成了在随后的时效处理过程中基体沉淀相的不均质形核点，这反过来又造成了与未增强的材料相比时，复合材料基体中沉淀动力学的变化。虽然 SiC、B_4C、Al_2O_3 等颗粒或晶须增强体不受时效过程的影响，但这些颗粒对基体的脱溶沉淀行为有非常明显的影响。这可能在很大程度上影响钛基复合材料的热处理工艺，从而造成钛基复合材料与钛合金热处理工艺的不同。

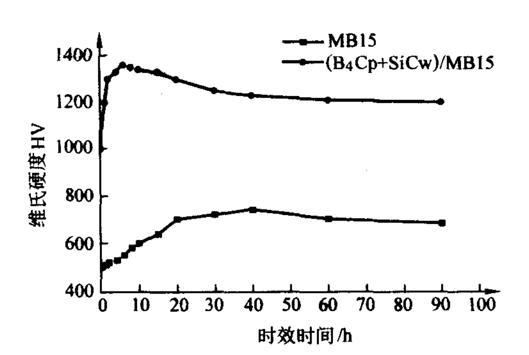


图 5.6-11 MB15 合金和（$B_4Cp+SiCw/MB15$）复合材料 170℃时效硬化曲线

（1）钛及其合金的性质与热处理

钛有两种晶形：α 钛具有六角形密排结构（$a = 2.951\ 1 \times 10^{-7}$ mm，$c = 4.684\ 3 \times 10^{-7}$ mm，$c/a = 1.587\ 3$），低于885℃稳定；β 钛具有体心立方结构（$a = 3.282 \times 10^{-7}$ mm），高于885℃稳定。钛合金一般是按其组织来命名的，如 α 钛合金（含近 α 钛合金）、α+β 钛合金及 β 钛合金，我国分别用 TA、TC、TB 作为字头来表示，见表 5.6-7。

表 5.6-7 钛合金的分类

牌号	名义成分	合金类型	工作温度/℃	强度水平/MPa
TA0	Ti	工业纯钛	300	≥280
TA1	Ti	工业纯钛	300	≥370
TA2	Ti	工业纯钛	300	≥440
TA3	Ti	工业纯钛	300	≥540
ZTA	Ti	工业纯钛	300	≥345
ZTA	Ti	工业纯钛	300	≥440
ZTA	Ti	工业纯钛	300	≥540
TA7	Ti-5Al-2.5Sn	α	500	≥785
ZTA	Ti-5Al-2.5Sn	α	500	≥760
TA13	Ti-2.5Cu	α	350	≥610
TC1	Ti-2Al-1.5Mn	近 α	350	≥590

续表 5.6-7

牌号	名义成分	合金类型	工作温度/℃	强度水平/MPa
TC2	Ti-4Al-1.5Mn	近 α	350	≥685
TA11	Ti-8Al-1Mo-1V	近 α	500	≥895
TA12	Ti-5.5Al-4Sn-2Zr-1Mo-0.25Si-1Nd	近 α	550	≥980
TA15	Ti-6.5Al-2Zr-1Mo-1V	近 α	500	≥930
TA18	Ti-3Al-2.5V	近 α	320	≥620
TA19	Ti-6Al-2Sn-4Zr-2Mo	近 α	500	≥930
TC4	Ti-6Al-4V	α+β	400	≥895
TC6	Ti-6Al-2.5Mo-1.5Mo-1.5Cr-0.5Fe-0.3Si	α+β	450	≥980
TC11	Ti-6.5Al-1.5Zr-3.5Mo-0.3Si	α+β	500	≥1 030
TC16	Ti-3Al-5Mo-4.5V	α+β	350	≥1 030
TC17	Ti-5Al-2Sn-2Zr-4Mo-4Cr	α+β	430	≥1 120
ZTC	Ti-5Al-2Sn-5Mo-0.3Si-0.02Ce	α+β	500	≥930
ZTC	Ti-6Al-4V	α+β	350	≥835
ZTC	Ti-5.5Al-1.5Sn-3.5Zr-3Mo-1.5V-1Cu-0.8Fe	α+β	500	≥930
TB2	Ti-5Mo-5V-8Cr-3Al	β	300	≥1 100
TB3	Ti-10Mn-8V-1Fe-3.5Al	β	300	≥1 100
TB5	Ti-15V-3Cr-3Sn-3Al	β	290	≥1 080
TB6	Ti-10V-2Fe-3Al	近 β	320	≥1 105

一般只有后两种合金才能进行强化热处理，即固溶和时效处理，这一工艺能显著提高合金强度，目的是为了获得强度高与塑性好的综合性能。钛合金强化热处理由固溶处理与时效两步程序组成，这是一个相当复杂的过程，淬火高温加热时残留的 α 相保持不变，β 相根据合金成分不同可转变成 α、α″、ω、β 等亚稳相，这些亚稳相在时效过程中转变成弥散的（α+β）相，使合金显著强化。表 5.6-8 为几种钛合金热处理的工艺参数。

表 5.6-8 钛合金热处理工艺参数

牌号	去应力退火工艺①		完全退火工艺②		固溶处理工艺			时效处理工艺		
	温度/℃	时间/min	温度/℃	时间/min	温度/℃	时间/min	冷却方式	温度/℃	时间/h	冷却方式
TA1	500~600	15~60	680~720	30~120	—	—	—	—	—	—
TA2	500~600	15~60	680~720	30~120	—	—	—	—	—	—
TA3	500~600	15~60	680~720	30~120	—	—	—	—	—	—
TA4	550~650	15~60	700~750	30~120	—	—	—	—	—	—
TA5	550~650	15~60	800~850	30~120	—	—	—	—	—	—
TA6	550~650	15~120	750~800	30~120	—	—	—	—	—	—
TA7	550~650	15~120	750~850	30~120	—	—	—	—	—	—
TA8	550~650	15~120	750~800	60~120	—	—	—	—	—	—
TB2	480~650	15~240	800	30	800	30	水或空冷	500	8	空冷
TC1	550~650	30~60	700~750	30~120	—	—	—	—	—	—

续表 5.6-8

牌　号	去应力退火工艺[①]		完全退火工艺[②]		固溶处理工艺			时效处理工艺		
	温度 /℃	时间 /min	温度 /℃	时间 /min	温度 /℃	时间 /min	冷却方式	温度 /℃	时间 /h	冷却方式
TC2	550～650	30～60	700～750	30～120	—	—	—	—	—	—
TC3	550～650	30～240	700～800	60～120	820～920	25～60	水冷	480～560	4～8	水冷
TC4	550～650	30～240	700～800	60～120	850～950	30～60	水冷	480～560	4～8	水冷
TC6	550～650	30～120	750～850	60～120	860～900	30～60	水冷	540～580	4～12	水冷
TC7	550～650	30～120	850～950	60～120	—	—	—	—	—	—
TC9	550～650	30～240	600	60	900～950	60～90	水冷	500～600	2～6	水冷
TC10	550～650	30～240	760	120	850～900	60～90	水冷	500～600	4～12	水冷

① 所有合金消除应力退火后一律采用空冷。

② 产品使用前的退火可采用：950℃×1 h 空冷或水冷；最终退火可采用：870℃×30 min+650℃×60 min 空冷；TC9 最终退火可采用：930℃×30 min，空冷+530℃×360 min，空冷。

(2) 钛基复合材料的热处理

1) 注意事项　钛基复合材料进行热处理主要是为了消除或减少零件在铸造、冷热变形、焊接、机械加工时产生的残余应力；获得设计需要的综合性能或某种特殊的性能，如断裂韧度、疲劳性能或热强性能等；调整组织结构提高组织稳定性，以满足在特定环境（如高温）下工作的要求。考虑到钛合金特殊的物理性质，钛基复合材料在热处理时应注意如下几点。

① 加热环境一般是真空或微氧化气氛。钛合金异常活泼，与氮、氢、氧均有强烈的亲和力。所以在热处理加热中，为防止气体污染，可采用真空热处理，也可以在加热炉内造成一个微氧化气氛，以降低气体的影响。

② 加热时间要严格限制。由于钛加热时往往都有显微组织长大的倾向，尤其在加热温度较高时更为明显，所以要在满足工艺要求的条件下，尽量减少加热时间。

③ 加热温度要严格控制。因为当加热过程中发生过热时，欲把因此而形成的条状组织破碎细化，只能借助于热变形加工，而靠热处理是无法达到的。

④ 钛有高的化学活性和吸氢倾向，热处理时应防止氧化和吸气。

⑤ 钛及钛合金在加热到 (α+β)/β 转变温度以上时，在过渡到 β 相区的温度下晶粒易急剧长大，使合金产生"β 脆性"，因而加热温度以不超过 (α+β)/β 转变温度为宜。

2) 热处理对增强体的影响　关于 SiC、B_4C、Al_2O_3 等颗粒或晶须增强体不受时效过程的影响这一结论已得到大多数学者的认同。国内为数很少的报道中认为，TiC 增强 TMCs 的热处理对增强相形态尺寸没有影响，分析其原因，主要是选择的温度低、保温时间短，而增强相则相对较稳定造成的。

实际上 Flower、Van 及田中怀等先后研究过 Ti-Al-C 合金热处理过程中相组成的变化，证实经热处理可改变 TiC 的形态。只是对碳化物组成、形态、尺寸等的变化规律，尚缺乏深入研究。

通过对熔铸法制备的 TiCp/Ti 复合材料中初生 TiC 和共晶 TiC 的热处理形态变化研究来看，对于热处理中的粒化过程来说，由于钛合金中高温相 β-Ti 为体心立方结构，对碳的固溶能力非常有限，因此不像合金钢或合金铸铁中的粒化机制那样，是利用面心立方结构的高温相奥氏体对碳的固溶能力，使部分碳化物分解、固溶、均匀化，再通过快速冷却弥散析出。在 TiC 粒化这一过程中，曲率效应或表面能起着重要的作用，即保温过程中 TiC 的大曲率部位首先开始溶解，溶解的碳扩散到平界面处或小曲率部位重新以 TiC 的形式析出，即 TiC 枝晶是通过溶解－析出机制完成粒化过程的。研究结果表明：

高温单相区 β-Ti 处理时，TiC 溶解的驱动力来自曲率效应引起的碳浓度的平衡。TiC 枝晶通过溶解－析出机制改变形态；

α-Ti+TiC 区（高温）处理时，TiC 主要通过溶解－固溶－脱溶机制溶解并固溶在基体中，冷却时析出 TiC。合金的碳含量低时，TiC 全部溶解，试样水淬后得到单相 α，碳含量高时，则细小的共晶 TiC 先溶解，初生 TiC 则部分溶解尚残余秃状 TiC 枝晶。如基体中铝含量较高，则脱溶产物为片状 Ti_3AlC 相；

在 α-Ti+β-TiC+TiC 区处理时，不同基体中（α 和 β）的 TiC，通过不同的机制改变形态。α 相中的 TiC 主要以溶解－固溶－脱溶机制改变形态；β 相中的 TiC 则两种机制同时起作用，首先 TiC 通过溶解－析出机制粒化，同时 β-Ti 中的碳通过上坡扩散，扩散到 α 相中使 β 相中碳浓度降低，它又促使 TiC 通过溶解－固溶－脱溶机制改变形态。

3) 热处理对基体的影响　在对 SCS-6SiC 纤维增强斜方晶型 TiAl 基复合材料的热处理工艺研究中，将四层的 Ti-22Al-23Nb/SiC_f 复合材料进行热处理，先分别在基体合金的 β 转变温度线上、下进行固溶处理，然后在斜方晶相（O 相）区控制冷却速度与时效工艺。力学性能测试结果表明，通过在 β 转变温度线以上固溶处理然后进行时效后，复合材料在 650～760℃时的横向蠕变性能有了显著的提高，而对纵向拉伸强度却没有任何负面影响。这种蠕变性能提高主要归因是：斜方晶相体积分数的增加和基体显微组织中板条状的 (O+β) 两相区的形成。具体的热处理工艺如表 5.6-9 所示。

表 5.6-9　Ti-22Al-23Nb/SiC_f 复合材料的热处理工艺

热处理规程	固溶处理 2 h /℃	冷却速度 /℃·min⁻¹	时效处理 /℃·h⁻¹
转变线上热处理	1 125	28	815/8
转变线下热处理	1 050	28	815/8
转变线上热处理	1 160	2.8	815/8
转变线下热处理	1 085	2.8	815/8

实验时，试样单独用钛箔包着以除去残余的氧气。第一类试样的固溶处理温度选取主要是基于 Ti-22Al-23Nb 合金的 β 转变温度为 1 100℃，并快速冷却到时效温度。相反，第二

类试样的固溶处理温度选取在稍高的β转变温度1 125℃，这主要是由于SCS-6纤维涂层中的C向Ti基体中填隙式扩散的结果，然后以很低的速度冷却到时效温度。表5.6-10给出了室温下的试样的纵向拉伸试验结果，需要指出的是表5.6-10中复合材料拉伸性能并没有受到这些热处理工艺的很大的影响，这和以前的研究结论是一致的，即涂层没有受到热处理的负面影响，纤维的强度也没有因热处理而下降。

表5.6-10 各种热处理状态下 Ti-22Al-23Nb/SiC_f 复合材料的纵向拉伸性能

MMC试样	抗拉强度/MPa	伸长率/%	弹性模量/GPa
HIP态	1 600～1 800	1.0～1.2	175～220
转变线下热处理	1 605	1.0	192
转变线下热处理	1 685	1.04	201
转变线上热处理	1 680	1.09	190
转变线下热处理	1 605	1.07	195

通过对用自生法合成的增强体体积分数分别为20%和40%TiB晶须的Ti-6Al-4V/TiB复合材料进行热处理研究表明，HIP态的无增强的Ti-6Al-4V基体由针状α晶团和晶间β相组成。对于同等条件下的复合材料，表现为等轴α相和晶间β相，对于热处理后的组织，1 100℃、1 200℃时基体表现为等轴α晶粒，1 300℃特别是1 400℃除了等轴α晶粒还出现了β晶团。这表明多余的 TiB_2 对基体的晶粒长大和形态有重要影响：对于未增强的Ti-6Al-4V基体中是大量的针状α晶团，而增强后则是细等轴晶和片状晶。

在1 200℃热处理时主要有两种不同类型的增强体：一是部分转化的 TiB_2 颗粒，外面包着一层致密的细小的TiB晶须；一是大量的随机分布在基体中的TiB晶须。1 200℃保温5 h热处理后颗粒 TiB_2 全部转化为密集细小的TiB晶须混合组织，在1 200℃保温10 h，这些晶簇还一直存在，但1 200℃热处理100 h后，这些混合组织就消失了，出现了尺寸范围更窄、分布更均匀的TiB晶须。

在1 300℃与1 400℃热处理进而也出现相似的转化过程，只是动力转化更快。在1 300℃热处理5 h与1 400℃热处理1 h得到非常相似的显微组织，由大量可区分的晶须和少量晶须簇组成。这表明增加温度可以增加 TiB_2 颗粒转变为稳定的TiB相的驱动力。增加退火温度或延长退火时间可以使转变更彻底，形成大的TiB晶须，消除原来在 TiB_2 晶簇周围的致密的细小TiB晶簇。TiB_2 颗粒转化的残余物可以通过提高热处理温度或延长热处理时间予以消除，这样就改善了TiB的空间分布以及尺寸和形态的均匀性。当 TiB_2 和Ti粉的尺寸小于40 μm时，在1 300℃保温6 h的热处理可以使基体保持细小的晶粒和得到明显的均匀分布的晶须增强体，是热处理的最佳温度。

对等温锻造或熔模铸造法生产的近γ型钛铝基复合材料的研究表明，用热处理的方法生成了全部是等轴状或全部为片层状基体和分散的颗粒状的短纤维状硼化物增强体。根据第二道加工方法（锻造或熔模铸造）和随后的热处理不同，将生成两种不同特征的基体相：等轴状或是片层状。对各试样进行两种热处理工艺：第一种为1 200℃保温16 h，随后900℃/5 h稳定退火，这主要是为了使显微组织从等轴和片层状形态全部转化为等轴状基体相；第二种为1 400℃保温5 h，这是为了生成全部的均匀的片层状显微组织。对锻造后的复合材料进行热处理得到了全部是等轴状或全部是片层状的基体显微组织，以及颗粒状或是短纤维状增强体。对于两种热处理工艺来说，熔模铸造制取的用颗粒状或是短纤维状增强体增强的基体，基本上全部为片层状显微组织。在所有的实例中，材料都是在动态真空条件下进行的，并以接近0.5℃/s的速度在可控的氩气中冷却。表5.6-11总结了各试样的成分、热处理条件、所产生的复合材料的显微组织、平均晶粒或晶团尺寸。

表5.6-11 钛基复合材料在不同热处理工艺下显微组织和晶粒尺寸

材　料	1 200℃/16 h/900℃ /5 h		1 400℃/5 h	
	显微组织	晶粒尺寸/μm	显微组织	晶粒尺寸/μm
体积分数7% TiB_2/Ti-47Al-2V（锻造态）	等轴状基体	20	片层状基体	45
	颗粒状增强体	—	颗粒状增强体	—
体积分数7%（Ti，Nb）B/Ti-47Al-2Nb（锻造态）	等轴状基体	10	片层状基体	27
	短纤维增强体	—	短纤维增强体	—
体积分数8% TiB_2/Ti-47Al-2V（熔模铸造）	片层状基体	95	片层状基体	96
	颗粒状增强体	—	颗粒状增强体	—
体积分数8%（Ti，Nb）B/Ti-47Al-2Nb（熔模铸造）	片层状基体	15	片层状基体	90
	短纤维增强体	—	短纤维增强体	—

由于大多数金属基复合材料的研究涉及成品金属，特别是颗粒增强金属基复合材料。但由于复合材料的特殊性，在加入增强体后，改变了合金原来的某些热处理性能和规律，有的甚至和原来合金的相去甚远。因此必须记住，用在未增强的手册和指南中介绍的某些合金标准热处理方法去处理该合金基复合材料时可能导致明显不同的结果，这应当引起注意。

2 金属基复合材料尺寸稳定化热处理

2.1 概述

尺寸稳定性（国外指尺寸不稳定性）是指材料在热处理与加工完毕后，在工作环境中，在不受外力作用或低于弹性极限的应力作用下抵抗永久变形的能力。

Marschall将尺寸不稳定性分为三种类型。

1）恒定环境下的尺寸变化　可以认为，这种变化是由组织转变和残余应力松弛共同作用的结果。另外，材料的微蠕变也可归入这一类。

2）非恒定环境下的尺寸变化　这种变化类型包括由外加载荷引起的微屈服、温度变化所带来的尺寸变化等。

3）滞弹性引起的尺寸变化　值得注意的是如果弹性应变恢复时间很短且能够对它进行预测，则通过设计加以补偿，不会给仪表精度带来影响；反之，若应变恢复时间很

长，也将严重影响仪表的精度。

人们习惯上将尺寸稳定性划分为负载和无负载下尺寸稳定性两种。其中，负载下的尺寸稳定性又可分为短时负载下的微屈服强度和长期负载下的微蠕变抗力或应力松弛极限；无负载下的尺寸稳定性可以分为恒温和变温条件下的尺寸稳定性。

引起尺寸不稳定的因素很多，主要有外加应力、残余内应力和显微组织。外加应力不仅能使材料产生弹性应变，还可能使材料显示出滞弹性、微塑性应变及微蠕变，从而导致零件尺寸的改变；残余内应力包括宏观应力和微观应力，目前的研究表明：宏观残余内应力的松弛是造成零件尺寸不稳定的重要原因，但微观应力对零件宏观尺寸也有影响；金属材料的显微组织变化会带来比容的变化，虽然室温下组织的转变非常缓慢，但经过长时间后仍然会积累到足够的转变量，足以使零件产生超出容许范围的尺寸变化。

因此，要提高材料的尺寸稳定性，首先选择具有较高切变模量的材料，同时材料中的宏观应力要小，微观应力要均匀；位错组态稳定；位错密集、稳定或者无位错；相稳定，在使用过程中尽可能少的发生时效析出、界面反应；晶粒细化。

一般来说，尺寸稳定性是以材料微塑性变形抗力为表征的，包括微屈服强度、微蠕变抗力和应力松弛极限等，如表 5.6-12 所示。

铝合金基复合材料具有较高的比强度、比模量、耐冲击、特别是导热性和热膨胀性可设计调节等性能，不仅在受力结构件领域具有应用前景，而且在光学精密构件和仪表方面也颇受重视。国外已用它来制造光学反射镜基材，并应用于坦克火控系统、红外探测制导系统和超轻型天文望远镜等。此类光学构件对材料尺寸稳定性有极严格的要求，因而材料尺寸的稳定化处理是其能否应用的关键。目前，尺寸稳定化处理的方法一般有机械法、热处理法以及磁场处理等，各种方法的效果也不尽相同，具体如表 5.6-13 所示。

表 5.6-12 尺寸稳定性的表征

表征方法	定　义	机　制	影响因素
微屈服强度	试样卸载后产生（1～2）$\times10^{-6}$的残余塑性应变时的应力值	1）Stein 提出的单一位错机制理论 2）Brown 和 Ekvall 提出的两种位错机制理论 3）Marschall 提出的位错耗竭理论	1）晶粒尺寸 2）合金元素 3）预应变
微蠕变抗力	在恒定温度、恒定载荷的条件下，试样产生 10^{-6}变形之前所保持的时间	1）受阻位错的攀移机制 2）位错的滑移机制 3）晶界的滞弹性滑动	1）应力水平 2）温度 3）预应变
应力松弛极限	在给定试验条件下不发生松弛的最大应力值。通常用在一定试验条件下经过时间 t 后的残余应力 σ 的大小作为衡量应力松弛稳定性的指标	应力松弛与微蠕变具有相同的物理本质，它们都是在应力的作用下塑性应变随时间而发展的过程，只是二者的试验条件有所不同	1）晶粒大小 2）实验温度 3）初始应力水平

表 5.6-13 尺寸稳定化处理工艺的分类

处理工艺	分　类	定　义
机械法	拉伸或压缩法	对形状简单的零件，淬火处理后利用其塑性高的特点在整个截面上进行永久性均匀塑性变形，使外加应力与残余应力进行叠加而产生塑性变形，使残余应力得以缓和和释放
	振动时效法	此法可以有效地降低机床铸件和大型焊接结构件的宏观残余应力
热处理法	恒温时效法	将材料加热到一定温度下保温，然后空冷
	反淬火法	将含有残余应力的零件投入温度为 -196℃的液氮中，待冷透后迅速转移至沸水之中或用高速蒸汽喷射零件
	冷热循环法	这是一种将时效和冷处理相结合反复多次的方法。目前尺寸稳定化处理广泛采用冷热循环的方法
	形变热处理法	利用形变强化及相变强化机制，将压力加工与热处理相结合。既能提高强度又可以改善韧性
磁场处理	脉冲磁处理（PMT）	以非热方式消除金属中残余应力的技术，称之为脉冲磁处理（PMT）

2.2 铝合金基复合材料的冷热循环尺寸稳定化处理

对于晶须增强复合材料，大量研究表明，由于晶须的热膨胀系数比铝合金基体的热膨胀系数小将近 10 倍，长度在 30 μm 左右的晶须在固溶处理时将与基体产生约 0.3 μm 的热错配，这样大的相对错配，将给基体带来大量的位错、应力集中和界面剥离。这种特点使晶须增强复合材料难于进行深冷处理，而为降低材料的内应力并稳定其组织又要求必须进行诸如冷热循环这样的尺寸稳定化处理，因此构成了一个先天性的矛盾。未经尺寸稳定化处理的基体合金没有达到最佳的组织稳定、应力稳定状态，因而表现出微屈服抗力提高不多甚至微变形性能低于其基体合金。

对于颗粒增强复合材料，应力集中略有减小，可以进行冷热循环处理。采用高致密复合工艺，适当调节颗粒大小和形状，微屈服抗力可以达到或超过铍材，但仍然存在残余内应力大、基体中可动位错的密度高、基体铝合金存在时效析出等尺寸不稳定的诱因。一般认为，颗粒尺寸越小，冷热循环越有利于尺寸稳定性的提高。

铝合金基复合材料的冷热循环稳定化处理现已被大多数作者所运用，但对其作用机理尚不十分清楚。目前，关于冷

热循环对残余应力、微塑变抗力、以及对冷热循环各工艺参数（如循环上限温度、下限温度、保温时间、冷热转移速度、循环次数等）的研究甚少且不系统，而且对于不同的材料及状态，热循环的作用效果也不尽相同。因此，对于不同的材料及状态，寻求其冷热循环最佳工艺参数具有极为重要的意义。

一般随循环次数的增多，复合材料的微屈服强度先下降后升高。这是时效强化、循环热应力以及位错结构变化综合作用的结果。在循环的初、中期，复合材料因时效强化作用而使微屈服强度升高。但当循环次数较多时，时效作用减弱，复合材料中的热错配应力在循环过程中增大，特别是由热错配应力诱发的可动位错密度增高，从而使微屈服强度越低。图5.6-12显示了35%SiCp/2024Al复合材料的微屈服强度随循环次数的变化。但当增强体颗粒尺寸很细小时，复合材料的微屈服强度却随着循环次数的增加而增加。细小的颗粒在冷热变化时与周围环境的相对膨胀量差别很小，约为1~2个原子间距范围，这样小的热错配量难以引发位错，原始位错的稀少是获得高微屈服抗力的必要条件。图5.6-13给出了颗粒尺寸为0.4 μm的33% Al_2O_3p/6061Al复合材料微屈服强度与冷热循环处理次数的关系。由图可见，复合材料总体上随循环次数增加微屈服强度随之增加，5次循环条件下的微屈服强度可达298.2 MPa。

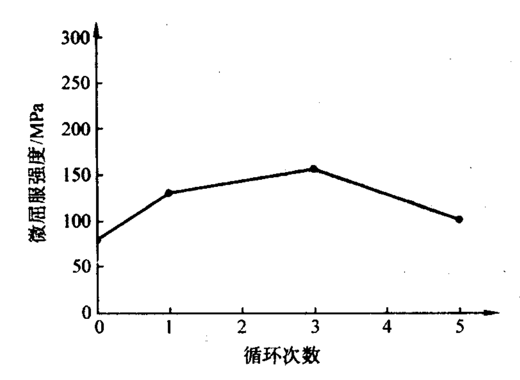


图5.6-12 循环次数对35%SiCp/2024Al复合材料微屈服强度的影响

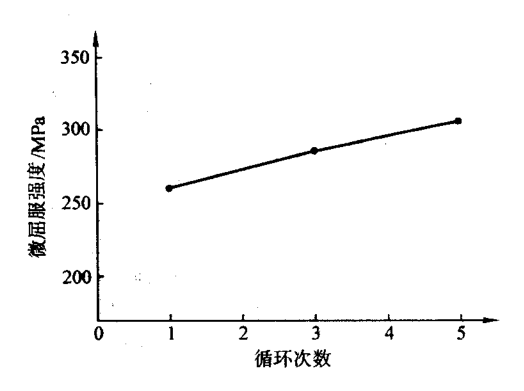


图5.6-13 循环次数对33% Al_2O_3p/6061Al复合材料微屈服强度的影响

循环上限温度越高，循环上限温度保温时间越长，或增强体颗粒呈球形、颗粒尺寸较大、颗粒间距较大，则有利于位错回复。位错运动到基体晶界及亚晶界、颗粒边界消失，或异号位错相遇湮灭，从而使位错密度降低及微观应力下降。图5.6-14显示了循环上限温度对35%SiCp/2A12（LY12）复合材料微屈服强度的影响，从图中可以看出，随着循环上限温度的升高，复合材料的微屈服强度逐渐降低。表5.6-14给出了一些复合材料的冷热循环处理工艺及其微屈服强度。

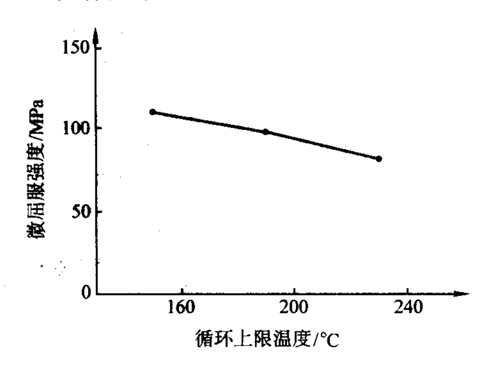


图5.6-14 循环上限温度对35%SiCp/2A12（LY12）复合材料微屈服强度的影响

表5.6-14 复合材料的冷热循环处理工艺及尺寸稳定性指标

试验材料	冷热循环处理工艺	微屈服强度/MPa	累积塑性应变
22%SiCw/6061Al	530℃固溶1 h+160℃，15 h+（160℃，4 h↔-196℃，2 h，2次）	—	—
35%SiCp/2A12（LY12）	500℃固溶1h+（150℃，2.5 h↔-196℃，1 h，1次）	110	—
35%SiCp/2024Al	500℃固溶1 h+（190℃，2.5 h↔-196℃，1 h，3次）	155	—
35%SiCp/6061	530℃固溶1 h+160℃，15 h+（160℃，4 h↔-196℃，2 h，3次）	227.4	—
35%SiCp/6061	530℃固溶1 h+160℃，15 h+（160℃，4 h↔-196℃，2 h，5次）	140	—
50%SiCp/6061	500℃固溶1 h+160℃，1 h↔-196℃，3次	—	0.8×10^{-4}
22% Al_2O_3/6061Al	530℃固溶1 h+160℃，15 h+（160℃，4 h↔-196℃，2 h，1次）	240.6	—
33% Al_2O_3/6061Al	530℃固溶1 h+160℃，15 h+（160℃，4 h↔-196℃，2 h，5次）	298.2	—
35% Al_2O_3p/6061	530℃固溶1 h+160℃，15 h+（160℃，4 h↔-196℃，2 h，5次）	310	—
40%AlNp/6061	530℃固溶1 h+160℃，15 h+（160℃，4 h↔-196℃，2 h，3次）	257	—
50%SiCp/纯Al	400℃退火3 h+160℃，1 h↔-196℃，3次	—	-0.4×10^{-4}

2.3 铝合金基复合材料的深冷尺寸稳定化处理

关于铝合金基复合材料的深冷尺寸稳定化处理的研究较少。一般认为深冷处理的复合材料尺寸稳定性较差。这是因为深冷到负温时，材料内部造成很高的微观热错配应力，严重降低了微屈服强度。冷处理可降低复合材料的室温错配应力。影响复合材料热错配应力的关键参数是冷处理的最低温度，与冷处理次数无关。因此，可通过选择合适的冷处理温

度将复合材料的室温热错配应力调整为零。

表 5.6-15 给出了一些复合材料的深冷处理工艺。

表 5.6-15　复合材料的深冷处理工艺及尺寸稳定性指标

复合材料	深冷处理工艺	累积塑性应变
35%SiCp/2024Al	500℃固溶 1 h + 190℃，8 h + （-196℃，1 h）	—
50%SiCp/纯 Al	500℃固溶 1 h + （-196℃，1 h）	0.4×10^{-4}
SiCw/6061Al	510℃固溶 1 h + 175℃，10 h + （-196℃，6 h）	—
SiCw/6061Al	520℃固溶 1.5 h + 205℃，50 h + （-196℃，10 min）	—

通过以上论述可知，在有关尺寸稳定化处理工艺研究的文献中，所用的评价方法各有不同，而且不十分全面。有的仅测试了宏观残余应力，有的只测试微塑变抗力的某一指标，而对以上各指标进行综合评价，尚未有文献报道，因此还不能有效地指导尺寸稳定化处理工艺地研究。实际上，对于尺寸稳定化处理工艺来说，降低宏观残余应力水平、提高尺寸稳定性表征指标以及稳定组织等几个方面任务存在一定的矛盾性。另外，各国对尺寸稳定化处理工艺研究高度保密。尺寸稳定性研究内容大多与航空、航天、航海和军事等领域有关，科学技术地交流受到极大地限制。因此，研究尺寸稳定化处理工艺一直是材料科学领域中重要的研究课题。

编写：耿　林（哈尔滨工业大学）
王桂松（哈尔滨工业大学）

参考文献

1 第一汽车制造厂，长春汽车材料研究所编写组．机械工程材料手册：黑色金属材料（第四版），北京：机械工业出版社，1990

2 樊东黎主编．热处理技术数据手册，北京：机械工业出版社，2000

3 机械工程手册，电机工程手册编辑委员会，机械工程手册：机械制造工艺及设备卷（一），北京：机械工业出版社，1996

4 徐进，陈再枝等．模具材料应用手册，北京：机械工业出版社，2001

5 王传雅．钢的亚温处理，大连铁道学院，1990

6 热处理手册编委会．热处理手册．第一卷，工艺基础．北京：机械工业出版社，2002

7 虞莲莲主编．实用有色金属材料手册．北京：机械工业出版社，2002

8 樊东黎主编．热处理技术数据手册．北京：机械工业出版社，2001

9 中国机械工程学会热处理分会．热处理工程师手册．北京：机械工业出版社，1999

10 李泉华．热处理技术400问解析．北京：机械工业出版社，2003

11 刘静安，谢永生．铝合金材料的应用与技术开发．北京：冶金工业出版社，2004

12 K. H. 马图哈主编．非铁合金的结构与性能．丁道云等译．北京：科学出版社，1999

13 彭志辉．稀有金属材料加工工艺学．长沙：中南大学出版社．2003

14 中国机械工程学会热处理专业分会．热处理手册：第2版 第1卷．北京：机械工业出版社，1992

15 樊东黎，徐跃明，佟晓辉．热处理工程师手册．北京：机械工业出版社，2001

16 第一汽车制造厂，长春汽车材料研究所．机械工程材料手册：黑色金属材料卷．北京：机械工业出版社，1990

17 George E. Totten，Maurice A. H. Howes，Steel Heat Treatment Handbook．New York，1997

18 沃丁柱主编．复合材料大全，化学工业出版社，2000

19 S. K. Hong et al. Age hardening behavior of Al-Cu and Al-Cu-Mg base composite reinforced with SiC whisker. J. Jan. Ins. Met．1996，60（6）：569～576

20 M. Y. Zheng，K. Wu，S. Kamado，Y. Kojima．Aging behavior of squeeze cast SiCw/AZ91 magnesium matrix composite．Materials Science and Engineering．2003，A348：67～75

21 Mingyuan Gu，Zhengan Wu，Yanping Jin，Mustafa Koc ak．Effects of reinforcements on the aging response of a ZK60-based hybrid composite．Materials Science and Engineering．1999，A272：257～263

22 董仕节，史耀武．铜基复合材料的研究进展．国外金属热处理．1999（6）：9～11

23 吴昆．SiCw/AZ91镁基复合材料的界面结构和时效行为．哈尔滨工业大学工学博士学位论文．1995

24 功能材料及其应用手册编写组．功能材料及其应用手册．北京：机械工业出版社，1991

25 周寿增等．稀土永磁材料及其应用．北京：冶金工业出版社，1990

26 杨杰，吴月华．形状记忆合金及其应用．合肥：中国科学技术大学出版社，1993

27 （日）舟久保熙康．形状记忆合金．千东范译．北京：机械工业出版社，1992

28 功能材料及其应用手册编写组．功能材料及其应用手册．北京：机械工业出版社，1991

29 工程材料实用手册编辑委员会．工程材料实用手册（4）．北京：中国标准出版社，1989

30 软磁合金手册编写组．软磁合金手册．北京：冶金工业出版社，1975

31 陈国钧等．金属软磁材料及其热处理．北京：机械工业出版社，1986

32 周寿增等．稀土永磁材料及其应用．北京：冶金工业出版社，1990

33 膨胀合金手册编写组．膨胀合金．北京：冶金工业出版社，1979

34 陈复民，李国俊，苏德达．弹性合金．上海：上海科学技术出版社，1986

35 杨杰，吴月华．形状记忆合金及其应用．合肥：中国科学技术大学出版社，1993

36 （日）近角聪信等．磁性体手册，上册．黄锡成等译．北京：冶金工业出版社，1984

第6篇

热处理CAD/CAM/CAE

主 编 潘健生

编 写 潘健生 顾剑锋 宋冬利

审 稿 中国材料工程大典编委会

中国机械工程学会
中国材料研究学会
中国材料工程大典编委会

第1章 概 述

在热处理过程中产生一系列相互关联的复杂现象，如热量的传递、物质的传递、材料内部的相变和应力、应变、以及工件与周围介质之间的物理化学作用等。其中绝大多数还难以直接观测。因此热处理是制造业中质量控制难度最大、涉及知识最广的专业之一。然而在传统的热处理技术中不可能应用各种知识对工艺过程进行定量的计算，只能凭经验或孤立地应用某一学科的知识作定性估计，不可能实现科学的工程分析，以致于工艺规范的编制甚至于工艺要求的制订都存在不同程度的盲目性，导致热处理质量不稳、产品使用寿命低、可靠性差或者产品自重偏大等不良后果。在热处理设备设计方面，虽已引入二维、三维 CAD 技术，但大多属于计算机绘图。由于在设计中缺少严密的科学计算，很难达到优化设计的目标。总之“技艺型”的传统热处理技术，已不能适应先进制造技术发展的需要。

热处理信息化是热处理技术实现跨越式发展的必由之路。除了通用的信息技术使热处理的生产、管理、经营和信息传递等方面的面貌不断改观之外，信息技术作为利用知识和获取知识的强大工具，将使热处理技术摆脱依赖于经验的“技艺型”状态，向着知识密集型的工程技术转化。其中热处理 CAE、CAM、CAD 等热处理计算机辅助技术是专业性很强的技术领域，是用信息技术改造传统热处理行业的重要环节。

1 热处理计算机辅助工程分析和工艺编制

计算机辅助工程分析（CAE）的实质是借助计算机分析研究生产过程中的变化规律，研究各种因素的作用，预测生产的结果，辅助工程技术人员作出正确的决策。发展热处理 CAE 技术是使热处理技术向定量计算和精确预测的方向发展的必要条件，对热处理的技术进步有重要意义。热处理计算机辅助工艺规程编制（CAPP）不仅可以帮助工程人员摆脱编写热处理工艺规程所花费的大量重复劳动，而且 CAPP 与 CAE 相结合，形成智能型 CAPP 技术，将提高热处理工艺的知识含量和科学性，达到优质、高效、节能和清洁生产的目的。

热处理 CAE 是一种以知识为基础的技术，运用“知识的重用技术”充分发挥现有知识的作用，以及籍助于计算机模拟获取和应用新的知识，构成基于知识的热处理 CAE/CAPP 系统中的两个主要的支柱（图 6.1-1）。

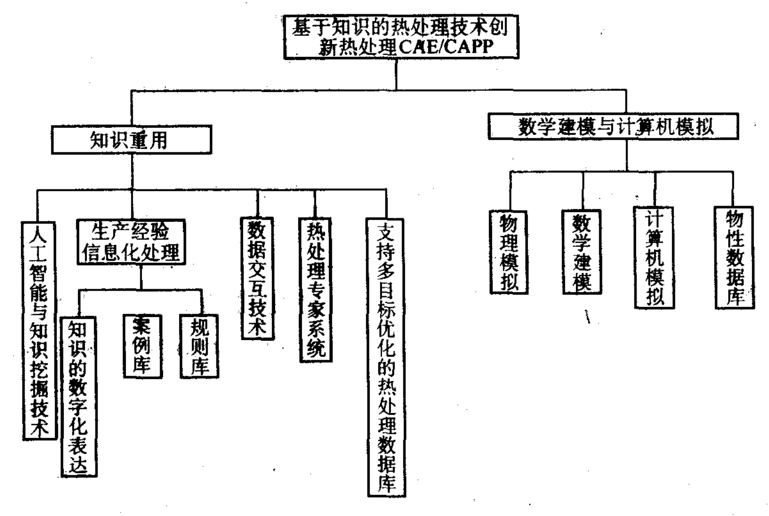


图 6.1-1 热处理 CAE/CAPP 系统

1.1 知识重用

在长期的热处理生产实践中积累了大量的生产记录、检测记录、工艺试验数据，产品使用结果的反馈和生产经验等都是宝贵的知识。开发数字化知识重用技术的目的是从大量的、分散的、隐性的知识中发掘有助于解决当前实际生产问题的信息。

1.2 热处理数据库

不妨通俗地比喻为数字化的热处理手册。它比传统的热处理手册的容量大得多，而且更新及时、检索查询方便快捷，可供 CAD、CAE、CAM 等自动化系统直接调用。还可以自动采用数理统计和数学回归等方法对现有数据进行处理，从现有的数据中获取更多的信息，为多目标的优化决策提供数据服务。

1.3 热处理专家系统

除了存贮和调用数据之外，专家系统还具备为用户提供有关热处理技术问题的自助式咨询和辅助决策的功能，专家系统的决策机制有不同的方式：

1）以热处理原理为依据；
2）以工程技术人员的经验为依据；
3）用人工智能方法进行推理；
4）不同的方式也可以相互结合。

1.4 生产经验信息化处理

对于一个特定的产业部门或大中型企业，籍助信息技术有效地利用日常生产积累的经验，有助于提高生产水平和技术创新。这就需要研究知识的数字化表述技术，目前有两种方式：

1）建立案例库　从其中调用与待解决的问题最接近的若干案例作为辅助决策的依据；

2）建立规则库　根据生产中长期积累的经验，归纳出一系列规则，作为辅助决策的依据。

数据库、专家系统、生产经验信息化技术与人工智能技术相互结合构成知识重用技术，不仅能大量存贮和高效地利用现有的知识，并具有一定的挖掘现有知识中所隐含的信息的功能。

2　热处理数学建模与计算机模拟

科学计算使人们更深刻更正确地理解客观规律，为技术创新提供扎实的基础。信息技术的发展为完成与热处理有关的复杂的科学计算并用数字化技术演示生产过程中的各种现象提供了得力工具，使工程技术人员得以在虚拟现实的环境下进行创造性的思维、探索新的技术。

数学建模和计算机模拟是获取知识、繁衍知识和应用知识的得力的工具，是热处理 CAE 和智能 CAPP 的核心。将热处理原理、材料学、弹塑性力学、流体力学、数学等多学科理论知识加以集成，建立定量描述热处理过程中各种现象及其相互作用的数学模型，就有可能用计算机模拟热处理生产条件下工件内温度场、浓度场、相变和应力场的演变过程，作为制订合理的热处理工艺和开发热处理新技术的依据。

物理模拟是用实验方法研究在各种物理场作用下材料的组织结构和性能变化规律的现代实验方法。例如精确测定不同材料、不同组织结构在不同温度下的应力/应变本构关系，应力/应变对相变动力学的影响、相变塑性、连续加热和连续冷却时相变与应力的相互作用等定量规律等。物理模拟是热处理过程数学建模必要的基础。

热处理计算机模拟属数值模拟，其必要条件是具备精确的基本数据，因此数值模拟必须和各种实验研究相结合。再则，现有的各种数学模型都有这样那样的局限性，计算机模拟的结果还需要设法在实际生产条件下作必要的验证。

热处理计算机模拟蕴藏着巨大潜力，有着诱人的前景。但应指出，热处理计算机模拟的研究与应用还处在初级阶段。目前还只能模拟一些比较简单的热处理过程或者限于模拟热处理过程的个别环节。现有的一些数学模型都在相当大的程度上对实际生产作这样或那样的简化，以致模型的适用范围有很大的局限性。因而还有待开展长期的深入的研究，以及在实际应用中不断改进和提高。一个比较现实的途径是将计算机模拟技术和知识重用技术相互结合，现有的知识和案例可以作为计算机模拟研究的出发点，虚拟生产的成功案例将不断充实知识库的内容、提高知识重用的水平，二者相辅相成，推动热处理技术不断向前跨越。

3　热处理智能控制技术

热处理智能控制技术由现代控制理论、热处理 CAE/CAM 一体化系统、智能化传感与测试技术、生产记录的数字化管理等子系统所组成（图 6.1-2）。其中热处理 CAE/CAM 一体化系统具有自动生成优化的热处理工艺、自动实现生产过程的控制、自动处理各种因素的影响和在生产过程中自动补偿偏差对热处理质量影响的功能。例如动态碳势控制和动态可控渗氮技术已在生产中推广应用。在实际运行过程中根据实时采样数据用快速数值模拟的方法求出该时刻的渗层浓度分布，并根据模拟结果不断修正气氛和温度的设定值，以补偿各种偏差和偶然因素对渗碳（或渗氮）结果的影响，使整个渗碳（或渗氮）过程处于事实上的最优化状态，确保渗碳（或渗氮）的质量并尽可能缩短工艺时间。从表 6.1-1 可以看出这种智能控制技术的优点。

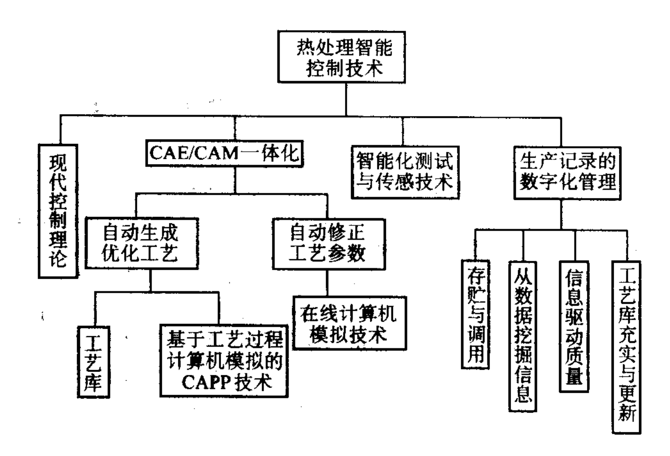


图 6.1-2　热处理智能控制系统

表 6.1-1　气体渗碳智能控制技术与传统控制技术的比较

智能控制技术	传统控制技术
由 CAE/CAPP 子系统，自动生成最优化工艺，自动实现生产全过程的控制	由工艺人员制订工艺，并输入工艺参数的设定值
直接以渗层浓度分布曲线为控制目标，实现最佳的渗层浓度分布的控制	以气相碳势为控制目标
根据采样值模拟瞬态浓度场的实时响应，不断修正控制参数的设定值（在运行中不断优化工艺参数）	按事先设定的设定值控制，不具备根据实际炉况对设定值进行自动修正的功能
高的热处理质量和重现性，与现场操作工作人员的水平无关	热处理质量和重现性在很大程度上取决于现场技术人员的水平

4　热处理设备智能 CAD 技术

将通用的 CAD 技术移植于热处理工艺装备的设计，可以大幅度提高设计的效率、缩短研发的周期，但还不能适应现代制造业对热处理设备性能（热处理质量的均匀性、生产效率、节能和清洁生产等）要求愈来愈高的趋势。有必要开发由 CAD 通用技术、知识重用技术、科技新成果信息的获取、热处理设备的科学计算等相互结合的热处理设备智能 CAD 系统（图 6.1-3）。

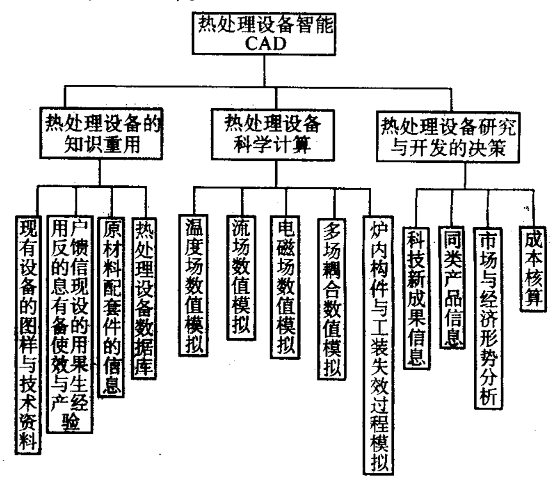


图 6.1-3　热处理设备智能 CAD 系统

4.1 热处理设备的知识重用技术

存贮大量现有设备图样、技术资料、现有设备的运行案例、用户反馈的意见以及与各种热处理设备有关的数据，可供随时调用。通过不同案例的分析和相互比较，帮助设计人员“推陈出新”，获得创新性的设计。

4.2 热处理设备的科学计算

在热处理智能设备 CAD 技术中科学计算占有重要的地位。温度场的数值模拟对于提高加热的效率，改进加热均匀性，都有重大作用。流场动力学模拟用于淬火槽的设计和高压气淬设备设计为改善冷却的均匀性以及淬火冷却的智能控制创造了条件。

流场动力学模拟对于合理设计气体渗碳炉或气体渗氮炉的结构，提高气氛均匀性和渗层均匀性有重要作用，已有成功的先例。炉内构件及料盘料架等在加热和冷却过程中的应力、应变和损坏过程的模拟有助于提高热处理设备运行的可靠性和正确的寿命预测。电磁场的模拟、等离子体模拟将为先进的感应热处理设备、离子化学热处理设备和各种离子表面改性设备的设计提供科学的依据。总之，计算机模拟在热处理设备 CAD 技术中的应用对于热处理的跨越式发展有非常大的作用。面向热处理设备设计的虚拟现实技术是今后发展的方向，并有可能成为热处理工艺研究与设备开发并行处理的工具。

4.3 热处理设备研究开发的决策系统

本系统由成本核算、市场与经济形势分析、同类产品信息以及科技新成果信息等模块组成。

应用信息技术在产品设计阶段同步进行成本核算和市场预测，有利于提高经济效益，化解研究开发的投资风险。有助于充分掌握国内外同类产品信息以防落入重复劳动和知识产权纠纷的泥潭。建立科技新成果信息系统，为及时、高效地将新科技移植于热处理设备创造了条件，是保证热处理设备先进性和占领热处理技术制高点的重要举措。

5 热处理 CAD/CAE/CAM 与计算机集成制造

信息化的集成制造和并行工程是先进制造技术的显著特点。可是热处理至今还未能融合于其中。热处理的工艺开发，热处理生产工艺的制订都和产品设计脱节，以至在产品的开发中未能最大限度利用材料和热处理技术开发的新成果，甚至未能充分发挥原有材料和原有工艺的潜力，零件热处理工艺的制订，甚至热处理技术指标的确定也难免存在盲目性。很难做到热处理后的组织与性能恰到好处地适应产品使用的要求，其结果或者寿命和可靠性得不到保证，或者是不必要地增大产品的体积和重量。

热处理信息化的发展将克服制造业信息化的瓶颈，可望使计算机集成制造系统（CIMS）跨上新的台阶，实现产品全生命周期的综合优化（图 6.1-4）。

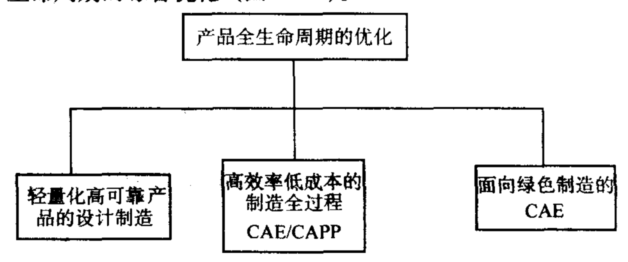


图 6.1-4 产品全生命周期的综合优化

5.1 轻量化高可靠产品的设计制造

将产品的计算机辅助设计、零件选材和热处理计算机模拟、产品可靠性评估三者相结合，构成产品创新设计平台（图 6.1-5）。首先由 CAD 系统得出初始设计；接着用基于计算机模拟的 CAE 技术优化选材和热处理工艺；然后进行产品运行状况仿真，将零件各处所承受的应力和残余应力叠加，并和该处的强度进行比较、结合断裂力学、损伤力学和疲劳力学的原理作出可靠性评估；经过反复叠代，按等安全裕度的原则，获得体积最小、重量最轻而又高度可靠的产品设计。

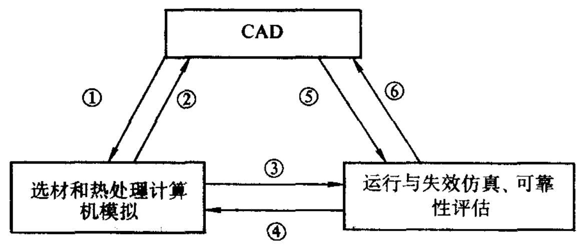


图 6.1-5 并行处理的产品创新设计平台
①零件尺寸形状、性能指标；②设计的合理性；③零件热处理后的强度和残余应力分布；④选材与热处理的合理性；⑤产品的设计与服役条件；⑥可靠性和冗余度

5.2 产品制造全过程的 CAE/CAPP

将热处理的 CAE/CAPP 融合到产品制造全过程的 CAE/CAPP 之中，就有可能选择效率最高和成本最低的制造方案。就有可能通过不同制造工序的信息集成达到缩短工艺流程，大幅度节能、降低制造成本的目标。

5.3 面向绿色制造的 CAD/CAE 技术

在产品设计和工程分析中同步进行环境友好和资源节约的分析与优化，是制造业可持续发展的关键。为此急需开发热处理对环境影响的数字化定量评估技术。

编写：潘健生（上海交通大学）

第 2 章　热处理计算机模拟的主要特点

从第 1 章的叙述中可以看出数学建模和热处理计算机模拟是热处理 CAE/CAD/CAM 的核心。在本章中将扼要论述热处理计算机模拟技术的主要特点。

1　理论知识和定量科学计算直接应用于热处理生产

在热处理过程中许多热物性参数和材料性能（热导率、换热系数、比热容、密度、扩散系数、相变速度、相变潜热以及各项力学性能）都不是常数，而是随着温度和组织状态而大幅度变化，是一个十分复杂的非线性问题，无法用偏微方程的解析解进行计算。在计算机模拟计算中采用偏微方程的数值解法，对非线性问题有较好的适应性，有可能模拟界面换热条件剧烈变化、相变潜热释放、物性参数随温度而变化等非线性问题，实现预冷淬火、控时浸淬、双液淬火、等温淬火、分级淬火、自回火等热处理方法的计算机模拟。又例如，从理论上说，渗碳层内碳浓度分布可以用扩散第二定律的解析解（理论解）进行计算，但在实际生产中气相碳势、炉温、传递系数等都不是常数，因此用解析解进行计算不可能正确描述实际生产过程中渗层内碳浓度分布的变化情况。在气体渗碳计算机模拟技术中采用非线性模型，将炉温、碳势、传递系数、扩散系数都作为时间的函数，就可以模拟真实的渗碳过程。已在大批量生产中取得保证渗碳质量和重现性，缩短生产周期等效果。由此可见，热处理计算机模拟技术有助于将理论知识和定量科学计算直接应用于热处理生产，是提高热处理技术的知识含量和生产水平的重要途径。

2　计算机模拟使热处理向多学科交叉的综合性科学技术的方向发展

信息技术作为能够帮助人们通过多学科交叉与合成获取新知识的手段，将突破孤立地反映个别现象的单一学科的知识的局限。多场耦合的计算机模拟有助于人们比较全面了解过程的客观规律和定量计算多种因素相互作用，使热处理逐渐成为多学科交叉的综合性科学技术。热处理理论知识的这种深化，适应了知识经济的大潮，将引发巨大的技术进步。

例如：对于淬火加热过程人们早已提出“零保温”的概念，快速加热也作过长期的研究，但难以大范围推广。其原因在于有限的试验结果难以反映实际生产中可能出现的各种情况。从理论上说，合理的快速加热工艺应能在炉温和加热时间都处于下限时，保证工件内部升温最慢之处已完成奥氏体化，而在炉温和加热时间偏于上限时，工件中升温最快的部位（如棱角、棱边、薄壁部分等）不至于过热。这就需要掌握炉温、工件的成分、形状、尺寸等因素对加热过程中温度场和相变的影响规律。在传统技术中只能对形状简单的工件的温度变化作近似的计算，只能依赖于“试错法”进行研究，常因工作量巨大而难以实施。应用三维温度场与相变耦合的计算机模拟技术则可以在很短时间内获得大量信息，为制订合理的快速加热工艺提供辅助决策依据。

对于淬火冷却过程，以前只能用冷却曲线叠绘在等温转变图上估计冷却后得到什么样的组织。问题在于等温转变图是在等速冷却条件下测定的，而淬火冷却是一个变速冷却过程。再则相变的发生和发展取决于温度场的变化，而相变潜热则反过来影响温度场；温度的变化和相变产生了内应力，而内应力又显著影响相变动力学。因此传统的研究方法不能定量描述传热、相变和应力的相互作用。籍助于计算机将传热学、相变理论和热弹塑性力学加以集成，建立温度场-相变-应力应变三者耦合的数学模型，就能够通过数值模拟实现温度场、相变和应力应变的精确预测。有助于制订合理的淬火工艺，保证热处理件的性能、控制畸变和防止淬火开裂。今后随着扩散、流场、电磁场、等离子场计算机模拟在热处理中应用的研究取得进展，以及更复杂的多场耦合的模型的建立和不断完善，热处理计算机模拟将在热处理质量的精密控制、缩短工艺周期和节能等方面发挥越来越大的作用。

3　热处理的数值模拟与实验研究的关系

应用计算机模拟使人们得以在虚拟现实的环境下以极高的效率了解不同的工艺和不同设备结构对热处理过程及其结果的影响，从中优选热处理工艺和设备设计。于是，计算机模拟平台就成为功能强大而高效的“实验室”和“生产试验基地”，使产品热处理虚拟生产和工艺装备的虚拟制造成为可能。

热处理计算机模拟与实验研究并非相互对立，而是相互依存。科学实验的特点是采用能够排除其他因素影响从而有利于反映单一因素的作用的试验方案，获得精确的测试数据，阐明个别现象本身的规律。而计算机模拟技术的优点是应用信息技术，从实测数据中繁衍大量信息，将个别现象的规律加以集成，描述实际生产过程不同现象之间的相互作用。因此计算机模拟使传统的试验方法的功能得到极大的扩展。计算机模拟则必须应用实测的试验数据作为依据，并且必须再通过实验对模拟结果进行验证或者对模型加以修正。总之，热处理计算机模拟离不开精确测定的基础数据，离不开物理模拟和必要的生产试验。

4　热处理计算机模拟技术的局限性

热处理计算机模拟已在生产应用中取得了不少引人瞩目的成果。作为一种强大的辅助决策工具，计算机模拟在热处理技术进步中所起的作用将与日俱增，成为当今相当热门的研究方向。但应指出，热处理计算机模拟技术还处于发展的初级阶段，还很不成熟，特别是它的计算精度远远不足以令人满意。

首先，缺乏一系列足够精确的物理模型。以前由于受计算能力的限制，人们停留于对热处理过程的各种现象进行定性的研究，以致于现有的各种物理模型大多相当粗略。物理模型的精确化是提高数值模拟精度的前提，需要投入大量的人力、物力，需要长期的积累。

其次，虽然各国学者经过二十几年的不断努力，已经提出了许多在过去已被认为是相当复杂的数学模型，但是和真实的热处理过程的复杂性相比，现有的各种数学模型仍属非常简化的模型。它们各自考虑了某些现象之间相互作用，而忽略了其他因素的作用，各自对个别参数作非线性处理，而将其他更多因素作为线性处理。这些问题的解决有待于多场耦合的模拟以及众多因素非线性处理的进一步深入研究。

鉴于上述原因，有必要对热处理计算机模拟技术加以正确的定位，必须加强与提高其计算精度相关的基础研究和应用基础研究，各种决策部门不应以为某某问题的计算机模拟早已有人做过而不再继续予以支持。

编写：潘健生（上海交通大学）

第3章 热处理计算机模拟的基本方法

1 描述热处理过程的偏微分方程

热处理计算机模拟的第一步是建立正确的数学模型，也就是说给出定量描述有关现象的偏微分方程及其边界条件。

例如描述固体内部的温度场的三维瞬态非线性偏微分方程为：

$$\frac{\partial}{\partial x}\left(\lambda\frac{\partial T}{\partial x}\right)+\frac{\partial}{\partial y}\left(\lambda\frac{\partial T}{\partial y}\right)+\frac{\partial}{\partial z}\left(\lambda\frac{\partial T}{\partial z}\right)+Q=\rho c_p\frac{\partial T}{\partial\tau} \tag{6.3-1}$$

式中，T 为温度；τ 为时间；x，y，z 为直角坐标系的三个坐标；λ 为热导率；ρ 为密度；c_p 为比热容；Q 为内热源强度。

式（6.3-1）具有明晰的物理概念。左边的第一项是从 x 方向进入微元体的净热流，即从流入的热流 $\delta Q_{x进}$ 与流出的热流 $\delta Q_{x出}$ 之差（图6.3-1），第二项和第三项分别是从 y 方向和 z 方向进入微元体的净热流。Q 是内热源强度，例如相变潜热，应变热和电流所产生的热量等等。方程式右边是在单位时间内由于温度的变化而引起的微元体的蓄热量变化。方程（6.3-1）表明在单位时间内由于热量的传播而进入微元体的热量和内热源所产生的热量之和等于由于温度变化而引起的微元体蓄热量的变化。因此方程（6.3-1）符合能量守恒定律。所谓非线性是指热导率 λ、密度 ρ、比热容 c_p 和内热源强度 Q 等全部或至少其中之一，是温度的函数。

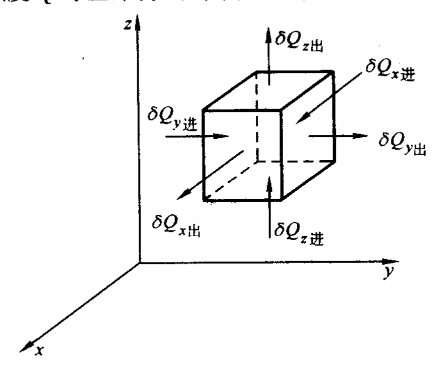


图6.3-1 微元体沿着三个坐标方向的热流

方程（6.3-1）的边界条件有三类：

第一类边界条件：表面温度已知的边界

$$T_s=C(\tau) \tag{6.3-2}$$

第二类边界条件：表面热流已知

$$\lambda\frac{\partial T}{\partial n}=\dot{q} \tag{6.3-3}$$

式中，$\frac{\partial T}{\partial n}$为外法线方向的温度梯度；$\dot{q}$ 为表面热流密度。

$$\frac{\partial T}{\partial n}=\frac{\partial T}{\partial x}l_x+\frac{\partial T}{\partial y}l_y+\frac{\partial T}{\partial z}l_z \tag{6.3-4}$$

式中，l_x，l_y，l_z 为外法线与 x，y，z 三个坐标轴的方向余弦。

符合第二类边界条件的典型例子有绝热边界以及工件内部对称面，如厚度为 δ 的无限大平板在 $\delta/2$ 处的对称面等。

第三类边界条件：

$$\lambda\frac{\partial T}{\partial h}=h_\Sigma(T_a-T_s) \tag{6.3-5}$$

式中，T_a 为环境温度；T_s 为固体表面温度；h_Σ 为综合系数，表示当表面温度与环境温度之差为1℃时，在单位表面积上单位时间内工件表面与环境之间交换的热量，它是对流换系数 h_c 与辐射换热系数 h_r 之和。

$$h_\Sigma=h_c+h_r \tag{6.3-6}$$

根据具体的边界条件求解方程（6.3-1）可求出不同时刻工件内部温度场随时间而变化的情况，称为瞬态温度场。

如果工件内部温度场不随时间而改变，则称为稳态温度场，其特点是方程（6.3-1）的右侧等于零。

气体渗碳渗层中的瞬态浓度场可用扩散偏微分方程描述

$$\frac{\partial}{\partial x}\left(D\frac{\partial C}{\partial x}\right)+\frac{\partial}{\partial y}\left(D\frac{\partial C}{\partial y}\right)+\frac{\partial}{\partial z}\left(D\frac{\partial C}{\partial z}\right)=\frac{\partial C}{\partial\tau} \tag{6.3-7}$$

式中，C 为渗入元素的浓度；D 为扩散系数。

第一类边界：表面浓度为已知：

$$C_s=C \tag{6.3-8}$$

第二类边界：表面的物质流通量为已知：

$$D\frac{\partial C}{\partial n}=q \tag{6.3-9}$$

式中，q 为单位时间、单位表面积上物质流通量。

第三类边界：

$$-D\frac{\partial C}{\partial z}=\beta(C_g-C_s) \tag{6.3-10}$$

式中，D 为扩散系数；β 为物质传递系数；C 为碳浓度；C_g 为气相碳势；C_s 为表面碳浓度。

扩散偏微分方程与导热偏微分方程所描述是两种不同的物理现象，但它们的数学表达式和求解方法是相同的。

2 求解偏微分方程的方法

求解偏微分方程的方法分为解析解和数值解两大类。

解析解是根据特定的边界条件，用数学推导的方法（例如分离变量法）求出一个描述物理场的数学式，清晰地表达待求的函数与坐标和时间的关系。解析解的优点是简洁、精确，又称为精确解。在基础理论研究中偏微分方程的解析解起着十分重要的作用。然而，至今只有少数相对简单的边界条件和初始条件能够得出解析解，远不足以描述在实际生产条件所遇到的比较复杂的边界条件和大量非线性问题。

数值解是一种近似解，可以适用于各种不同的边界条件，并可以处理非线性问题，成为各种工程问题的数值模拟的基本方法，目前在热处理数值模拟中最常用的数值解法是有限元法和有限差分法，其共同的特点是将连续函数离散化，将偏微分方程转换成一个大型的联立方程组，然后用电子计算机求解。

3 有限差分法

将$f(x)$离散化如图6.3-2所示，用各个节点上的函数值 f_i，替代连续函数 $y=f(x)$。f_{-1}、f_0、f_1 分别是 x_{-1}、x_0、x_1 上的函数值，$f(x_1)=f(x_1+\Delta x)$，$\Delta x=x_1-x_0$ 按泰勒级数展开

$$f_1=f_0+\Delta x\cdot f_0+\frac{(\Delta x)^2}{2!}f''_0+\frac{(\Delta x)^3}{3!}f'''_0+\frac{(\Delta x)^{iV}}{4!}f_0^{iV} \tag{6.3-11}$$

$$f_{-1}=f_0-\Delta x\cdot f_0+\frac{(\Delta x)^2}{2!}f''_0-\frac{(\Delta x)^3}{3!}f'''_0+\frac{(\Delta x)^{iV}}{4!}f_0^{iV} \tag{6.3-12}$$

截去 $(\Delta x)^2$ 以后各项，由（6.3-11）得：

$$\left.\frac{\partial f}{\partial x}\right|_{x=x_0}=f'_0=\frac{f_1-f_0}{\Delta x}-\frac{\Delta x}{2}f''\approx\frac{f_1-f_0}{\Delta x}\qquad(6.3\text{-}13)$$

式（6.3-13）是向前差分格式，误差在（Δx）数量级，记作 Ω（Δx）。

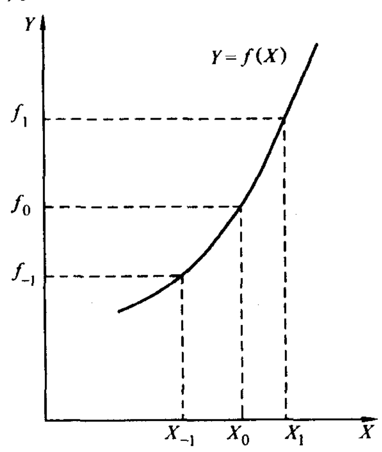


图 6.3-2　连续函数离散化

由式（6.3-12）得：

$$\left.\frac{\partial f}{\partial x}\right|_{x=x_0}=f'_0=\frac{f_0-f_{-1}}{\Delta x}-\frac{\Delta x}{2}f''\approx\frac{f_0-f_{-1}}{\Delta x}\qquad(6.3\text{-}14)$$

式（6.3-14）是向后差分格式，误差为 Ω（Δx）。

式（6.3-11）和式（6.3-12）相加得：

$$\frac{\partial^2 f}{\partial x^2}=f''_0=\frac{f_1-2f_0+f_{-1}}{(\Delta x)^2}+2\times\frac{(\Delta x)^2}{4!}f^{\mathrm{IV}}\approx\frac{f_1-2f_0+f_{-1}}{(\Delta x)^2}\qquad(6.3\text{-}15)$$

式（6.3-15）是二阶差分格式，误差为 Ω（Δx^2）。

式（6.3-11）减式（6.3-12）得：

$$\frac{\partial f}{\partial x}=f'_0=\frac{f_1-f_{-1}}{2}+2\times\frac{(\Delta x)^2}{3!}f'''_0\approx\frac{f_1-f_{-1}}{2}\qquad(6.3\text{-}16)$$

式（6.3-16）是中间差分格式，误差为 Ω（Δx^2）。

从以上分析可以看出，用差分替代微分求数值解是近似的，缩小步长可以提高数值解的精确性。

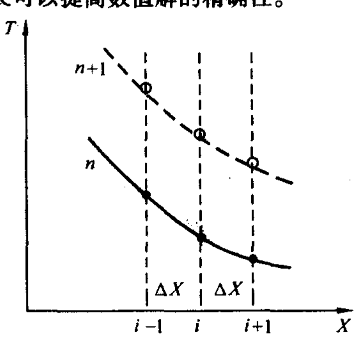


图 6.3-3　用有限差分方法求解一维瞬态导热方程示意图

以无内热源一维非稳态导热方程得求解为例（图 6.3-3）。用差分方程替代偏微分方程可得：

$$a\frac{\partial^2 T}{\partial x^2}=\frac{\partial T}{\partial \tau}\qquad(6.3\text{-}17)$$

$$\frac{T^n_{i-1}-2T^n_i+T^n_{i+1}}{(\Delta x)^2}=\frac{1}{a}\times\frac{T^{n+1}_i-T^n_i}{\Delta\tau}\qquad(6.3\text{-}18)$$

式中，$a=\frac{\lambda}{\rho c_p}$。

T^n_{i-1}、T^n_i、T^n_{i+1} 为 n 时刻 $i-1$、i 和 $i+1$ 节点上的温度值；T^{n+1}_i 为 $n+1$ 时刻 i 节点的温度。

整理后可得：

$$T^{n+1}_i=F_0T^n_{i+1}+F_0T^n_{i-1}+(1-2F_0)\ T^n_i\qquad(6.3\text{-}19)$$

式中，$F_0=\frac{a\Delta t}{(\Delta x)^2}=\frac{\lambda\Delta t}{\rho C_p\ (\Delta x)^2}$。

式（6.3-18）是显式公式，可逐层求解，但只有符合稳定性判据 $F_0\leqslant\frac{1}{2}$，才能得出稳定解，因此用显式求解的时间步长受限制。

以 $n+1$ 时间层的温度代入方式（6.3-17）的左边可得"隐式格式"。

$$a\times\frac{T^{n+1}_{i-1}-2T^{n+1}_i+T^{n+1}_{i+1}}{(\Delta x)^2}=\frac{T^{n+1}_i-T^n_i}{\Delta\tau}\qquad(6.3\text{-}20)$$

式（6.3-20）整理后得：

$$F_0T^{n+1}_{i-1}-\ (2F_0+1)\ T^{n+1}_i+F_0T^{n+1}_{i-1}=T_i\qquad(6.3\text{-}21)$$

式（6.3-21）无条件稳定，但在每一时间层必须求解联立方程才能根据前一时间层的温度得 $n+1$ 时刻各结点上的温度值。式（6.3-19）和式（6.3-21）的误差都是 Ω（Δx）$^2\cdot$（$\Delta\tau$）。

如果在方程式的左边用 n 和 $n+1$ 二个时间层的二阶差分的中间加权值代入则可得中间加权差分格式：

$$a\left[\frac{T^n_{i-1}-2T^n_i+T^n_{i+1}}{2(\Delta x)^2}+\frac{T^{n+1}_{i-1}-2T^{n+1}_i+T^{n+1}_{i+1}}{2(\Delta x)^2}\right]$$

$$=\frac{T^{n+1}_i-T^n_i}{\Delta t}-F_0T^{n+1}_{i-1}+2(1+F_0)T^{n+1}_i-F_0T^{n+1}_{i+1}$$

$$=F_0T^n_{i-1}+2(1-F_0)T^n_i+F_0T^n_{i+1}\qquad(6.3\text{-}22)$$

式中，$i=1$，2，3…。

式（6.3-22）是无条件稳定的，误差为 Ω（Δx）$^2\times$（$\Delta\tau$）^{2}。

边界条件：

$$h\ (T_a-T_s)\ =-\lambda\left.\frac{\partial T}{\partial n}\right|_{x=0}\qquad(6.3\text{-}23)$$

可得：

$$h\left[T_a-\frac{1}{2}(T^{n+1}_0+T^n_0)\right]-\frac{\lambda}{2\Delta x}(T^{n+1}_0-T^{n+1}_1+T^n_0-T^n_1)$$

$$=\frac{\Delta x\rho c_p}{2\Delta t}(T^{n+1}_0-T^n_0)\qquad(6.3\text{-}24)$$

整理后可得：

$$(1+F_0+Bi)T^{n+1}_0-F_0T^{n+1}_1=(1-F_0-Bi)T^n_0+F_0T^n_1+2BiT_a\qquad(6.3\text{-}25)$$

式中，$Bi=\frac{h\Delta t}{\Delta x}$。

在 $i=m$ 处（板的中心），$\frac{\partial T}{\partial x}=0$ 可得：

$$(1+F_0)\ T^{n+1}_{m-1}-F_0T^{n+1}_{m-1}=\ (1-F_0)\ T^n_m+F_0T^n_{m-1}\qquad(6.3\text{-}26)$$

式（6.3-22）、式（6.3-24）、式（6.3-25）就是一个无限大平板瞬态导热的有限差分格式，由平板的表面至中心划分 $m+1$ 个结点，共有 $m+1$ 个未知数 T_i。其中 $i=1$ 至 $i=m-1$ 按式（6.3-22）的形式建立差分格式共有 $m-1$ 个方程。表面节点 $i=0$ 的差分格式为式（6.3-24）。中心节点 $i=m$ 的差分格式为式（6.3-25）。共有 $m+1$ 个代数方程，求解 $m+1$ 个未知数，因此这一大型线性联立方程组有惟一解。

一维扩散的偏微分方程及其中间加权有限差分格式在数学上与一维无内热源线性导热方程完全一致（图 6.3-4）。

偏微分方程：

$$D\frac{\partial^2 C}{\partial x^2}=\frac{\partial C}{\partial\tau}\qquad(6.3\text{-}27)$$

边界条件：

$$-D\frac{\partial C}{\partial x}\bigg|_{x=0}=\beta\ (C_g-C_s)\qquad(6.3\text{-}28)$$

将无限大平板的一半划分为 $m+1$ 个节点，其中

$$D\frac{\partial C}{\partial x}\bigg|_{x=m}=0$$

内部节点 $i=1\sim m-1$ 的中间加权有限差分格式：

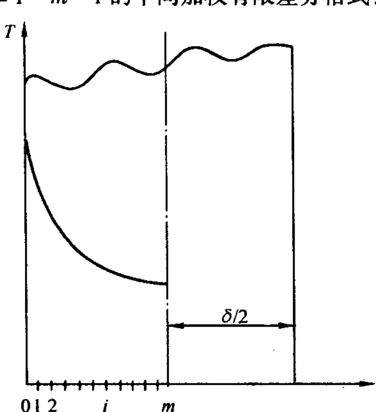


图 6.3-4　一维导热差分格式的结点划分

$$-F_0C_{i-1}^{n+1}+2(1+F_0)C_i^{n+1}-F_0C_{i+1}^{n+1}=F_0C_{i-1}^{n}+2(1-F_0)C_i^{n}+F_0C_{i+1}^{n}\qquad(6.3\text{-}29)$$

式中，$F_0=\dfrac{D\Delta\tau}{(\Delta x)^2}$。

中心节点（$i=0$）中间加权有限差分格式：

$$(1+F_0+Bi)C_0^{n+1}-F_0C_1^{n+1}=(1-F_0-Bi)C_0^{n}+F_0C_1^{n}+2BiC_g\qquad(6.3\text{-}30)$$

表面节点（$i=m$）中间加权有限差分格式：

$$(1+F_0)C_m^{n+1}-F_0C_{m-1}^{n+1}=(1-F_0)C_m^{n}+F_0C_{m-1}^{n}\qquad(6.3\text{-}31)$$

式（6.3-29）、式（6.3-30）、式（6.3-31）所构成的大型联立方程组可写成下述矩阵形式

$$\begin{bmatrix} d_0 & a_0 & & & & & \\ b_1 & d_1 & a_1 & & & & \\ & \ddots & \ddots & \ddots & & & \\ & & b_i & d_i & a_i & & \\ & & & \ddots & \ddots & \ddots & \\ & & & & b_{m-1} & d_{m-1} & a_{m-1} \\ & & & & & b_m & d_m \end{bmatrix}\begin{bmatrix} C_0\\ C_1\\ \vdots\\ C_i\\ \vdots\\ C_{m-1}\\ C_m\end{bmatrix}$$

$$=\begin{bmatrix} d'_0 & a'_0 & & & & & \\ b'_1 & d'_1 & a'_1 & & & & \\ & \ddots & \ddots & \ddots & & & \\ & & b'_i & d'_i & a'_i & & \\ & & & \ddots & \ddots & \ddots & \\ & & & & b'_{m-1} & d'_{m-1} & a'_{m-1} \\ & & & & & b'_m & d'_m \end{bmatrix}\times\begin{bmatrix} C_0\\ C_1\\ \vdots\\ C_i\\ \vdots\\ C_{m-1}\\ C_m\end{bmatrix}+\begin{bmatrix} 2lC_0\\ 0\\ \vdots\\ 0\\ \vdots\\ 0\\ 0\end{bmatrix}\qquad(6.3\text{-}32)$$

$d_0=1+F_0+Bi$；

$d_1=d_2=\cdots=d_{m-1}=2\ (1+F_0)$；

$d_m=1+F_0$；

$b_1=b_2=\cdots=b_m=-F_0$；

$a_0=a_1=\cdots=a_{m-1}=-F_0$；

式中，$d'_0=1-F_0-Bi$；

$d'_1=d'_2=\cdots=d'_{m-1}=2\ (1-F_0)$；

$d'_m=1-F_0$；

$b'_1=b'_2=\cdots=b'_m=F_0$；

$a'_0=a'_1=\cdots=a'_{m-1}=-F$。

当 n 时刻渗层各点的浓度已知，方程（6.3-32）右边都是已知数，可简化为一个简单的列矩阵，于是式（6.3-32）可用“三对角矩阵”法求解，用电子计算机可以方便地求出 $n+1$ 时刻渗层中每一点的浓度值。

式（6.3-32）可简化为：

$$\begin{bmatrix} d_0 & a_0 & & & & & \\ b_1 & d_1 & a_1 & & & & \\ & \ddots & \ddots & \ddots & & & \\ & & b_i & d_i & a_i & & \\ & & & \ddots & \ddots & \ddots & \\ & & & & b_{m-1} & d_{m-1} & a_{m-1} \\ & & & & & b_m & d_m \end{bmatrix}\begin{bmatrix} C_0\\ C_1\\ \vdots\\ C_i\\ \vdots\\ C_{m-1}\\ C_m\end{bmatrix}^{n+1}=\begin{bmatrix} F_0\\ F_1\\ \vdots\\ F_i\\ \vdots\\ F_{m-1}\\ F_m\end{bmatrix}\qquad(6.3\text{-}33)$$

式（6.3-33）中的系数矩阵称三对角矩阵，对于这种带有稀疏矩阵的大型联立方程组，用高斯消元法求解是适宜的。其算法如下：

消元过程：

$$d_i^*=d_i-\frac{b_i}{d_{i-1}^*}a_{i-1}$$

$$F_i^*=F_i-\frac{b_i}{d_{i-1}^*}F_{i-1}^*\quad(i=1,2,3,\cdots,m-1,m)\qquad(6.3\text{-}34)$$

其中带“*”的元素表示经过消元后的元素，于是得到一个上三角矩阵。

$$\begin{bmatrix} d_0 & a_0 & & & \\ & d_1^* & a_1 & & \\ & \ddots & \ddots & \ddots & \\ & & d_i^* & a_i & \\ & & \ddots & \ddots & \ddots \\ & & & d_{m-1}^* & a_{m-1} \\ & & & & d_m^* \end{bmatrix}\begin{bmatrix} C_0\\ C_1\\ \vdots\\ C_i\\ \vdots\\ C_{m-1}\\ C_m\end{bmatrix}^{n+1}=\begin{bmatrix} F_0^*\\ F_1^*\\ \vdots\\ F_i^*\\ \vdots\\ F_{m-1}^*\\ F_m^*\end{bmatrix}\qquad(6.3\text{-}35)$$

回代求解过程为：

$$C_m^{n+1}=\frac{F_m^*}{d_m^*}$$

$$C_i^{n+1}=\frac{(F_i-a_iC_{i+1}^{n+1})}{d_i^*}\quad(i=m-1,m-2,\cdots,2,1,0)\qquad(6.3\text{-}36)$$

从而求出在 $n+1$ 时间渗层中所有结点的浓度值。

如果用活度 a 替代浓度 C，上述算法同样适用。

有限差分法的优点在于其数学推导严密，可以准确估算离散化的误差，用于求解一维问题时计算比较简单。有限差分法也可以用于求解二维或三维问题，但只能应用于一些简单的物体，对形状复杂的边界的处理十分困难，目前在形状复杂的温度场和浓度场计算中大多采用有限元方法。

4　用有限元法求解瞬态温度场

求解温度场的有限元法，在有关专著中已有详尽的论述，在本书中仅作简略的介绍。

将整个求解域 D 划分为有限个单元（子域 ΔD）进行分析，然后将所有子域分析的结果集合，求得整个求解域的数值解的方法称为有限单元法，或有限元法。由于单元的划分非常灵活，其边界单元可以处理曲面边界，能适用于各种复杂形状的物体，因此有限元法是热处理计算机模拟技术中目前应用最广的数值分析方法。

4.1　单元划分

对于平面问题，常用三角形单元（图 6.3-5）或四边形单元（图 6.3-6）。

对于三维问题常用四面体单元（图 6.3-7）和六面体单元（图 6.3-8）。

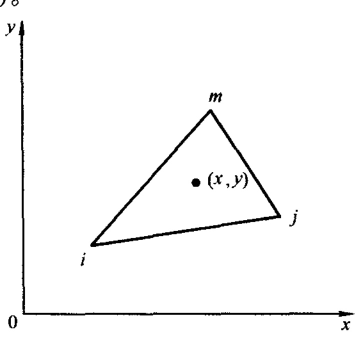


图 6.3-5 三角形单元

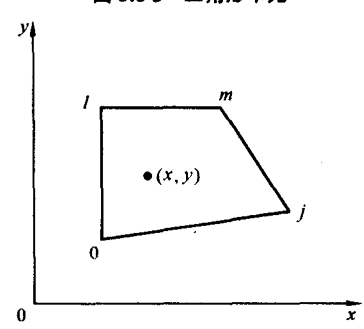


图 6.3-6 四边形单元

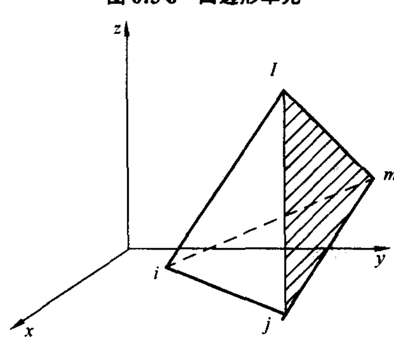


图 6.3-7 四面体单元

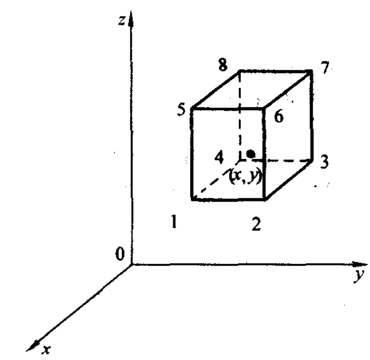


图 6.3-8 六面体单元

4.2 用加权余值法进行有限元分析

为了用有限元法求解偏微方程，需要将其转化为对应的积分方程。因为 D 域的积分等于所有子域积分的总和，因此采用积分方程就可以先对各个子域 ΔD 进行单元分析，然后将所有子域的单元分析结果加以集合，求出整个 D 域的数值解。

以二维瞬态导热为例：

在 D 域内

$$\lambda\left(\frac{\partial^2 T}{\partial x^2}+\frac{\partial^2 T}{\partial y^2}\right)+\dot{Q}-\rho c_p\frac{\partial T}{\partial \tau}=0 \qquad (6.3\text{-}37)$$

初始条件：$\tau=0$，$T=T_0$

边界条件：

在 C_1 边界，温度 T 为已知，是强制边界；

$$T=T_B \qquad (6.3\text{-}38)$$

在 C_2 边界，热流密度 q 为已知；

$$-\lambda\frac{\partial T}{\partial n}=q \qquad (6.3\text{-}39)$$

在 C_3 边界，对流换热边界；

$$-\lambda\frac{\partial T}{\partial n}=h\ (T-T_a) \qquad (6.3\text{-}40)$$

如果 T 是式（6.3-37）的精确解，则将 T 代入式（6.3-37）左边应等于零；如果 T 是近似解，T 代入式（6.3-37）则左边不等于零，余量值为

$$R=\lambda\left(\frac{\partial^2 T}{\partial x^2}+\frac{\partial^2 T}{\partial y^2}\right)+\dot{Q}-\rho c_p\frac{\partial T}{\partial \tau} \qquad (6.3\text{-}41)$$

用加权余量法求解偏微方程的思路是选择适当的权函数 W_i，使乘积的加权积分为零，即

$$\iint_D W_i\left(\lambda\left(\frac{\partial^2 T}{\partial x^2}+\frac{\partial^2 T}{\partial y^2}\right)-\rho c_p\frac{\partial T}{\partial \tau}+\dot{Q}\right)\mathrm{d}x\mathrm{d}y=0 \qquad (6.3\text{-}42)$$

式中，W_i 为加权函数。

为了降低积分号中的二阶微分项的阶数以便于求解，需要对式（6.3-42）积分号中的二阶微分进行分部积分

$$\iint_D W_i\left(\lambda\left(\frac{\partial^2 T}{\partial x^2}+\frac{\partial^2 T}{\partial y^2}\right)\right)\mathrm{d}x\mathrm{d}y=$$

$$-\iint_D\lambda\left(\frac{\partial W_i}{\partial x}\frac{\partial T}{\partial x}+\frac{\partial W_i}{\partial y}\frac{\partial T}{\partial y}\right)\mathrm{d}x\mathrm{d}y+\int_C W_i\lambda\frac{\partial T}{\partial n}\mathrm{d}s \qquad (6.3\text{-}43)$$

其中：

$$\int_C W_i\lambda\frac{\partial T}{\partial n}\mathrm{d}s=\int_{C_1}W_i\lambda\frac{\partial T}{\partial n}\mathrm{d}s+\int_{C_2}W_i\lambda\frac{\partial T}{\partial n}\mathrm{d}s+\int_{C_3}W_i\lambda\frac{\partial T}{\partial n}\mathrm{d}s$$

由于 C_1 边界为强制性边界，其上 T 为已知，

故 $\int_{C_1}W_i\lambda\frac{\partial T}{\partial n}\mathrm{d}s=0$，将式（6.3-43）代入式（6.3-42）可得，

$$\iint_D\lambda\left(\frac{\partial W_i}{\partial x}\frac{\partial T}{\partial x}+\frac{\partial W_i}{\partial y}\frac{\partial T}{\partial y}\right)\mathrm{d}x\mathrm{d}y+W_i\left(\rho c_p\frac{\partial T}{\partial x}-\dot{Q}\right)\mathrm{d}x\mathrm{d}y$$

$$=\int_{C_2}W_i\lambda\frac{\partial T}{\partial n}\mathrm{d}s+\int_{C_3}W_i\lambda\frac{\partial T}{\partial n}\mathrm{d}s \qquad (6.3\text{-}44)$$

所谓单元分析，就是一个子域 ΔD 内的连续函数离散为该子域的各个节点上的函数值。设 D 域被划分为 n 个单元，每个单元有 m 个节点，T_i（$i=1,2,\cdots,m$）是节点上的温度，将单元内的待求函数值 $T^e_{(x,y,z)}$ 作为各节点 T_i 的插值函数。

$$T^e_{(x,y,z)}=N_1T_1+N_2T_2+\cdots+N_mT_m=[N_i]\{T_i\} \qquad (6.3\text{-}45)$$

式中，N_i 为形函数，是子域内每一点的坐标 x，y，z 和各节点的坐标 x_i，y_i，z_i 的函数。

例如，对于最简单的平面问题的三节点三角形单元，可用几何方法求得形函数为

$$\begin{aligned}N_i(x,y)&=\frac{1}{2A}(a_i+b_ix+c_iy)\\N_j(x,y)&=\frac{1}{2A}(a_j+b_jx+c_jy)\\N_m(x,y)&=\frac{1}{2A}(a_m+b_mx+c_my)\end{aligned} \qquad (6.3\text{-}46)$$

$A=\frac{1}{2}(b_ic_j-b_jc_i)$；

其中 $a_i = x_j y_m - x_m y_j$；$a_j = x_m y_i - x_i y_m$；$a_m = x_i y_j - x_j y_i$；

$b_i = y_j - y_m$；$b_j = y_m - y_i$；$b_m = y_i - y_j$；

$c_i = x_m - x_j$；$c_j = x_i - x_m$；$c_m = x_j - x_i$.

其他类型的单元的形函数虽然比三角形单元复杂，但都有其共同的特点，都可以通过几何方法求出，而且形函数中的所有系数只与单元的各个节点的坐标有关。

$$N_i(x,y,z) = F(x_i,y_i,z_i,x,y,z) \quad i = 1,2,\cdots,m \tag{6.3-47}$$

由于所有节点的坐标都是确定的，所以在每一子域中的未知数只包括各个节点的温度值。

子域 ΔD 是 D 中的一部分，式（6.3-44）必然在 ΔD 内成立，于是在单元内有

$$\iint_{\Delta D}\lambda\left(\frac{\partial W_i}{\partial x}\frac{\partial T}{\partial x} + \frac{\partial W_i}{\partial y}\frac{\partial T}{\partial y}\right)\mathrm{d}x\mathrm{d}y + W_i\left(\rho c_p\frac{\partial T}{\partial x} - \dot{Q}\right)\mathrm{d}x\mathrm{d}y = \int_{\Delta C_2} W_i\lambda\frac{\partial T}{\partial n}\mathrm{d}s + \int_{\Delta C_3} W_i\lambda\frac{\partial T}{\partial n}\mathrm{d}s \tag{6.3-48}$$

取形函数作为加权函数，首先取 $W_i = N_i\ (x,\ y)$ 可得，

$$\iint_{\Delta D}\lambda\left(\frac{\partial N_i}{\partial x}\frac{\partial T}{\partial x} + \frac{\partial N_i}{\partial y}\frac{\partial T}{\partial y}\right)\mathrm{d}x\mathrm{d}y + N_i\left(\rho c_p\frac{\partial T}{\partial \chi} - \dot{Q}\right)\mathrm{d}x\mathrm{d}y = \int_{\Delta C_2} N_i\lambda\frac{\partial T}{\partial n}\mathrm{d}s + \int_{\Delta C_3} N_i\lambda\frac{\partial T}{\partial n}\mathrm{d}s \tag{6.3-49}$$

将式（6.3-45）代入式（6.3-49）以及加入边界条件式（6.3-38）、(6.3-39)、(6.3-40)

$$\iint_{\Delta D}[\lambda\frac{\partial N_i}{\partial x}(\frac{\partial N_i}{\partial x}T_i + \frac{\partial N_j}{\partial x}T_j + \frac{\partial N_m}{\partial x}T_m) + \lambda\frac{\partial N_i}{\partial y}(\frac{\partial N_i}{\partial y}T_i + \frac{\partial N_j}{\partial y}T_j + \frac{\partial N_m}{\partial y}T_m) + N_i\rho c_p \times (N_i\frac{\partial T_i}{\partial \tau} + N_j\frac{\partial T_j}{\partial \tau} + N_m\frac{\partial T_m}{\partial \tau}) - N_iQ]\mathrm{d}x\mathrm{d}y = \int_{\Delta C_2} qN_i\mathrm{d}s - \int_{\Delta C_3} hN_i(N_iT_i + N_jT_j - Ta)\mathrm{d}s \tag{6.3-50}$$

同理，分别取 $W_j = N_j\ (x,\ y)$ 和 $W_m = N_m\ (x,\ y)$

$$\iint_{\Delta D}[\lambda\frac{\partial N_j}{\partial x}(\frac{\partial N_i}{\partial x}T_i + \frac{\partial N_j}{\partial x}T_j + \frac{\partial N_m}{\partial x}T_m) + \lambda\frac{\partial N_j}{\partial y}(\frac{\partial N_i}{\partial y}T_i + \frac{\partial N_j}{\partial y}T_j + \frac{\partial N_m}{\partial y}T_m) + N_j\rho c_p \times (N_i\frac{\partial T_i}{\partial \tau} + N_j\frac{\partial T_j}{\partial \tau} + N_m\frac{\partial T_m}{\partial \tau}) - N_iQ]\mathrm{d}x\mathrm{d}y = \int_{\Delta C_2} qN_j\mathrm{d}s - \int_{\Delta C_3} hN_j(N_iT_i + N_jT_j - Ta)\mathrm{d}s \tag{6.3-51}$$

$$\iint_{\Delta D}[\lambda\frac{\partial N_m}{\partial x}(\frac{\partial N_i}{\partial x}T_i + \frac{\partial N_j}{\partial x}T_j + \frac{\partial N_m}{\partial x}T_m) + \lambda\frac{\partial N_m}{\partial y}(\frac{\partial N_i}{\partial y}T_i + \frac{\partial N_j}{\partial y}T_j + \frac{\partial N_m}{\partial y}T_m) + N_m\rho c_p \times (N_i\frac{\partial N_i}{\partial \tau} + N_j\frac{\partial N_j}{\partial \tau} + N_m\frac{\partial N_m}{\partial \tau}) - N_iQ]\mathrm{d}x\mathrm{d}y = \int_{\Delta C_2} qN_m\mathrm{d}s - \int_{\Delta C_3} hN_m(N_iT_i + N_jT_j - Ta)\mathrm{d}s \tag{6.3-52}$$

对于内部单元上述各式的右侧均等于零，而对于边界单元，由于有限元中规定 i、j 节点在边界上，而 m 节点不在边界上，所以式（6.3-52）右侧也等于零。

显然式（6.3-50）、式（6.3-51）、式（6.3-52）构成一组只包括 T_i，T_j，T_m 三个未知数的联立方程，经整理可用矩阵形式表示

$$[K]^e\ \{T\}^e + [C]^e\frac{\partial}{\partial \tau}\{T\}^e = \{P\}^e \tag{6.3-53}$$

式中，$[K]^e$ 为单元刚度矩阵；$\{T\}^e$ 为单元节点上温度（未知数）矢量；$[C]^e$ 为单元热容矩阵；$\{P\}^e$ 为单元常数项矢量。

$[K]^e =$

$$\iint_{\Delta D}\lambda\begin{bmatrix} \frac{\partial N_i}{\partial x}\cdot\frac{\partial N_i}{\partial x}+\frac{\partial N_i}{\partial y}\cdot\frac{\partial N_i}{\partial y} & \frac{\partial N_j}{\partial x}\cdot\frac{\partial N_i}{\partial x}+\frac{\partial N_j}{\partial y}\cdot\frac{\partial N_i}{\partial y} & \frac{\partial N_m}{\partial x}\cdot\frac{\partial N_i}{\partial x}+\frac{\partial N_m}{\partial y}\cdot\frac{\partial N_i}{\partial y} \\ \frac{\partial N_i}{\partial x}\cdot\frac{\partial N_j}{\partial x}+\frac{\partial N_i}{\partial y}\cdot\frac{\partial N_j}{\partial y} & \frac{\partial N_j}{\partial x}\cdot\frac{\partial N_j}{\partial x}+\frac{\partial N_j}{\partial y}\cdot\frac{\partial N_j}{\partial y} & \frac{\partial N_m}{\partial x}\cdot\frac{\partial N_j}{\partial x}+\frac{\partial N_m}{\partial y}\cdot\frac{\partial N_j}{\partial y} \\ \frac{\partial N_i}{\partial x}\cdot\frac{\partial N_m}{\partial x}+\frac{\partial N_i}{\partial y}\cdot\frac{\partial N_m}{\partial y} & \frac{\partial N_j}{\partial x}\cdot\frac{\partial N_m}{\partial x}+\frac{\partial N_j}{\partial y}\cdot\frac{\partial N_m}{\partial y} & \frac{\partial N_m}{\partial x}\cdot\frac{\partial N_m}{\partial x}+\frac{\partial N_m}{\partial y}\cdot\frac{\partial N_m}{\partial y} \end{bmatrix}\mathrm{d}x\mathrm{d}y + \int_{\Delta C_2} q\begin{bmatrix} N_i \\ N_j \\ 0 \end{bmatrix}\mathrm{d}s + \int_{\Delta C_3} h\begin{bmatrix} N_iN_i & N_jN_i & 0 \\ N_iN_j & N_jN_j & 0 \\ 0 & 0 & 0 \end{bmatrix}\mathrm{d}s \tag{6.3-54}$$

将式（6.3-46）代入式（6.3-54）并积分，可得

$$[K]^e = \frac{\lambda}{4A}\begin{bmatrix} b_i^2 + c_i^2 & b_ib_j + c_ic_j & b_ib_m + c_ic_m \\ b_jb_i + c_jc_i & b_j^2 + c_j^2 & b_jb_m + c_jc_m \\ b_mb_i + c_mc_i & b_mb_j + c_mc_j & b_m^2 + c_m^2 \end{bmatrix} + \frac{hl_{ij}}{6}\begin{bmatrix} 2 & 1 & 0 \\ 1 & 2 & 0 \\ 0 & 0 & 0 \end{bmatrix} \tag{6.3-55}$$

式中，A 为单元（ΔD）的面积；l_{ij} 为该单元外边界长度，对于内部单元 $l_{ij} = 0$；b_i，b_j，b_m，c_i，c_j，c_m 为取决于节点的坐标。

显然，$[K]^e$ 中每一个元素的值都是确定的。

$$[C]^e = \iint_{\Delta D}\rho C_p\begin{bmatrix} N_iN_i & N_jN_i & N_mN_i \\ N_iN_j & N_jN_j & N_mN_j \\ N_jN_m & N_jN_m & N_mN_m \end{bmatrix}\mathrm{d}x\mathrm{d}y \tag{6.3-56}$$

将式（6.3-46）代入式（6.3-56）可得，

$$\iint_{\Delta D}N_iN_j\mathrm{d}x\mathrm{d}y = \iint_{\Delta D}N_iN_m\mathrm{d}x\mathrm{d}y = \iint_{\Delta D}N_jN_m\mathrm{d}x\mathrm{d}y = \frac{A}{12}$$

$$\iint_{\Delta D}N_iN_i\mathrm{d}x\mathrm{d}y = \iint_{\Delta D}N_jN_j\mathrm{d}x\mathrm{d}y = \iint_{\Delta D}N_mN_m\mathrm{d}x\mathrm{d}y = \frac{A}{6} \tag{6.3-57}$$

因此，式（6.3-56）可改写为

$$[C]^e = \frac{\rho c_p A}{12}\begin{bmatrix} 2 & 1 & 1 \\ 1 & 2 & 1 \\ 1 & 1 & 2 \end{bmatrix} \tag{6.3-58}$$

式（6.3-53）中的 $\{p\}^e$ 可表示为：

$$\{P\}^e = \{P_Q\}^e + \{P_q\}^e + \{P_h\}^e \tag{6.3-59}$$

其中，$\{P_Q\}^e = \int_{\Delta D}\dot{Q}N_i\mathrm{d}x\mathrm{d}y + \int_{\Delta D}\dot{Q}N_j\mathrm{d}x\mathrm{d}y + \int_{\Delta D}\dot{Q}N_m\mathrm{d}x\mathrm{d}y$

当 $\dot{Q}$ 在单元内是常数时，$\{P_Q\}^e = \frac{A\dot{Q}}{3}\begin{Bmatrix} 1 \\ 1 \\ 1 \end{Bmatrix}$；

当 $\dot{Q}$ 在单元内呈线性分布时，$\{P_Q\}^e = \frac{A}{12}\begin{bmatrix} 2\dot{Q}_i & \dot{Q}_j & \dot{Q}_m \\ \dot{Q}_i & 2\dot{Q}_j & \dot{Q}_m \\ \dot{Q}_i & \dot{Q}_j & 2\dot{Q}_m \end{bmatrix}$。

式中，$\dot{Q}_i$，$\dot{Q}_j$，$\dot{Q}_m$ 为节点上的内热源强度。

$$\{P_q\}^e = \int_{\Delta C_2} qN_i\mathrm{d}s + \int_{\Delta C_2} qN_j\mathrm{d}s + \int_{\Delta C_2} qN_m\mathrm{d}s \tag{6.3-60}$$

若 q 在边界上是常数，$\{P_Q\}^e = \frac{l_{ij}}{2}q\begin{Bmatrix} 1 \\ 1 \\ 0 \end{Bmatrix}$；

若 q 在边界上呈线性变化，$\{P_q\}^e = \frac{l_{ij}}{6}q\begin{Bmatrix} 2q_i + q_j \\ q_i + 2q_j \\ 0 + 0 \end{Bmatrix}$。

$$\{P_h\}^e = \int_{\Delta C_3} hT_aN_i\mathrm{d}s + \int_{\Delta C_3} hT_aN_j\mathrm{d}s + \int_{\Delta C_3} hT_aN_m\mathrm{d}s = \frac{l_{ij}}{2}hT_a\begin{Bmatrix} 1 \\ 1 \\ 0 \end{Bmatrix} \tag{6.3-61}$$

经过单元分析就将子域内的连续函数 $T_{(x,y,z)}$ 转化为只包括节点上温度值的代数联立方程组，因为函数 $T_{(x,y,z)}$ 采用了积分形式，整个求解域 D 的积分可表示为各子域积分之总和，于是只要把所有单元的联立方程组集合在一起就可以得到整个求解域全部节点温度值的联立方程组

$$[K]\{T\}+[C]\frac{\partial}{\partial \tau}\{T\}-\{P\}=0 \qquad (6.3\text{-}62)$$

刚度矩阵：$[K]=\sum[K]^e$
热容矩阵：$[C]=\sum[C]^e$
热流量矩阵：$\{P\}=\sum\{P\}^e$

4.3 三维瞬态导热的有限元分析

三维问题的有限元分析的原理和步骤和二维问题完全相同，只是因为每一单元中的节点数目比较多，三维问题的推导比较烦琐一些，读者可参阅有关专著，在本书中只列出推导的结果。

导热偏微分方程

$$\lambda\left(\frac{\partial^2 T}{\partial x^2}+\frac{\partial^2 T}{\partial y^2}+\frac{\partial^2 T}{\partial z^2}\right)+\dot{Q}=\rho c_p\frac{\partial T}{\partial \tau} \qquad (6.3\text{-}63)$$

将求解域 V 划分为 n 个单元，每个单元有 m 个节点，整个域内有 p 个节点。经过离散化后，式（6.3-63）转化为下列大型联立方程

$$[K]\{T\}+[C]\left\{\frac{\partial T}{\partial \tau}\right\}-\{P\}=0 \qquad (6.3\text{-}64)$$

$$[K]=\sum[K]^e,[C]=\sum[C]^e,\{P\}=\sum\{P\}^e \qquad (6.3\text{-}65)$$

$$\begin{aligned}
[K]^e &= \iiint_{V^e}[B]^T[D][B]\mathrm{d}v+\iint_{S^e}h[N]^T[N]\mathrm{d}s\\
[C]^e &= \iiint_{V^e}\rho C_p[N]^T[N]\mathrm{d}v\\
[p]^e &= \iiint_{V^e}Q[N]^T\mathrm{d}v+\iint_{S^e}hT_a[N]^T\mathrm{d}s
\end{aligned} \qquad (6.3\text{-}66)$$

式中，V^e 为单元体积；S^e 为单元的外部边界，对于内部单元此项等于零。

$$[D]=\begin{bmatrix}\lambda & 0 & 0\\ 0 & \lambda & 0\\ 0 & 0 & \lambda\end{bmatrix} \qquad (6.3\text{-}67)$$

对各向异性的物体，$D=\begin{bmatrix}\lambda_x & 0 & 0\\ 0 & \lambda_y & 0\\ 0 & 0 & \lambda_z\end{bmatrix}$

$$[B]=\begin{bmatrix}\frac{\partial N_1}{\partial x} & \frac{\partial N_2}{\partial x} & \cdots & \frac{\partial N_P}{\partial x}\\ \frac{\partial N_1}{\partial y} & \frac{\partial N_2}{\partial y} & \cdots & \frac{\partial N_P}{\partial y}\\ \frac{\partial N_1}{\partial z} & \frac{\partial N_2}{\partial z} & \cdots & \frac{\partial N_P}{\partial z}\end{bmatrix} \qquad (6.3\text{-}68)$$

$$[N]=[N_1 N_2\cdots N_P] \qquad (6.3\text{-}69)$$

在非稳态温度场中温度 $T_{(x,y,z,\tau)}$ 是空间位置的函数和时间的函数。用式（6.3-64）实现了空间域的离散化之后还需要用有限差分格式将其在时间域上离散。

式（6.3-64）中的偏微分项 $\frac{\partial T}{\partial \tau}$ 的差分格式可统一用下式表示

$$\theta\left(\frac{\partial T}{\partial \tau}\right)_\tau+(1-\theta)\left(\frac{\partial T}{\partial \tau}\right)_{\tau-\Delta\tau}=\frac{1}{\Delta\tau}(T_\tau-T_{\tau-\Delta\tau}) \qquad (6.3\text{-}70)$$

当 $\theta=1$ 时得向后差分格式：

$$\left(\frac{\partial T}{\partial \tau}\right)_\tau=\frac{1}{\Delta\tau}(T_\tau-T_{\tau-\Delta\tau}) \qquad (6.3\text{-}71)$$

将式（6.3-71）代入式（6.3-64）得

$$\left([K]+\frac{1}{\Delta\tau}[C]\right)\{T_\tau\}=\frac{1}{\Delta\tau}[C]\{T_{\tau-\Delta\tau}\}+\{P\} \qquad (6.3\text{-}72)$$

当上一时刻的温度场 $\{T_{\tau-\Delta\tau}\}$ 为已知时就可以通过求解式（6.3-72）所示的大型联立方程组求出 τ 时间所有节点的温度 $\{T_\tau\}$，从而求得三维非稳态温度场的数值解。

5 瞬态温度场与相变的耦合

当有相变发生时在导热偏微分方程中应计入相变潜热

$$\lambda\left(\frac{\partial^2 T}{\partial X^2}+\frac{\partial^2 T}{\partial Y^2}+\frac{\partial^2 T}{\partial^2}\right)+\dot{Q}=\rho c_p\frac{\partial T}{\partial \tau} \qquad (6.3\text{-}73)$$

$$Q=\Delta H\frac{\Delta V}{\Delta\tau} \qquad (6.3\text{-}74)$$

式中，ΔH 为相变潜热；ΔV 为在 $\Delta\tau$ 时间内相变的增加量。

只有在发生相变时才产生相变潜热，而相变过程又和温度的变化有关。这就是所谓温度场与相变场的耦合关系，显然如果只考虑温度的变化对相变影响，而不考虑相变潜热对温度场的影响，则温度场计算的结果必然和实际情况不符，根据这种温度场计算的相变量也是不准确的。

5.1 相变的计算

对于扩散型相变，目前大多数根据叠加原理，基于等温动力学曲线（等温转变图）计算连续冷却过程的相变量。以共析钢为例，图 6.3-9 是 T8 钢的等温动力学曲线与连续冷却转变图的示意图。

描述钢中扩散型转变的 Avrami 方程是以理论推导为依据，大量实验数据证明它能得出合理的近似的结果。

$$f=1-\exp(-bt^n) \qquad (6.3\text{-}75)$$

式中，f 为转变量；t 为等温时间；b 和 n 为常数，前者随温度而强烈变化，而后者在相当大的温度区间变化不大，二者的数值可由实测的等温转变图线计算。

$$\begin{aligned}
n_{(T)} &= \frac{\ln[\ln(1-f_1)]-[\ln(1-f_2)]}{\ln t_1-\ln t_2}\\
b_{(T)} &= -\frac{\ln(1-f_1)}{t_1^{\,n(T)}}
\end{aligned} \qquad (6.3\text{-}76)$$

根据式（6.3-75）和式（6.3-76），可以计算在不同温度等温条件下奥氏体转变量与时间关系，连续冷却（或加热）的相变计算需借助 Scheil 相加性原理。孕育期相加性法则的一般形式为：

$$\int_{t_0}^{t_s}\frac{dt}{t_s^{TTT}}=1 \text{ 或 } \sum_{t_0}^{t_s}\frac{\Delta t_i}{t_{si}^{TTT}}=1 \qquad (6.3\text{-}77)$$

式中，t_0 为冷却曲线到达某一类型相变的平衡临界温度所对应的时间；t_s 为连续冷却相变开始的时间；Δt_i 为第 i 步的时间间隔；t_s^{TTT} 为等温转变图上相变开始时间。

当式（6.3-77）成立时，则认为相变开始。

相变量相加性法则：当满足式（6.3-78）时，转变量为 f_a

$$\int_{t_s}^{t_a}\frac{\mathrm{d}t}{t_{a(T)}}=1 \text{ 或 } \sum\frac{\Delta t_i}{t_{ai}}=1 \qquad (6.3\text{-}78)$$

式中，t_s 为相变开始时间；t_a 为在等温转变图上相变量达到 f_a 的时间。

现有文献广泛采用虚拟转变时间（t^*）和虚拟转变量（f^*）概念，即

$$t_i^*=\left[\frac{-\ln(1-f_{i-1})}{b_i}\right]^{1/n_i} \qquad (6.3\text{-}79)$$

$$f_i^* = 1 - \exp\left[b_i\left(t_i^* + \Delta t\right)^{n_i}\right] \qquad (6.3\text{-}80)$$

实际转变量为

$$f = f_i^*\left(f_{ri-1} + f_{i-1}\right) f_{max} \qquad (6.3\text{-}81)$$

式中，f_{ri-1}和f_{i-1}为在前一时间步长结束时剩余的奥氏体分数和转变分数；f_{max}为在 T_i 温度下该类型相变的最大转变量。

式（6.3-75）～式（6.3-81）为热处理数值模拟的相变量计算构筑了基本框架，但应用时需加小心，并作必要修正。

5.1.1　孕育期叠加法则的修正

徐祖耀通过理论分析及非等温转变的试验结果指出，孕育期相加性法则并不是在所有条件下都能成立，Hawbolt 和 ReTi 持相同的观点。用共析钢的等温转变图和连续冷却转变图按式（6.3-82）计算的结果表明连续冷却相变开始时，孕育期加和分数 X_v 远远小于 1（见表 6.3-1）。

$$X_v = \sum_0^{t_s^{CCT}} \frac{\Delta t}{t_s^{TTT}} \qquad (6.3\text{-}82)$$

表 6.3-1　共析钢连续冷却的孕育期加和分数

平均冷速/℃·s⁻¹	X_v	资料来源
7.5	0.2	Hawbolt
2.0	0.23	
38.5	0.24	
5.3	0.43	田东
21.2	0.31	
47.6	0.28	

田东提出借助连续冷却转变图对孕育期相加性法则进行修正。将同一钢种的相同奥氏体温度的等温转变与连续冷却转变图的相变开始曲线 t_s^{TTT} 和 t_s^{CCT} 与连续冷却曲线叠绘在时间-温度坐标上（图 6.3-9）。

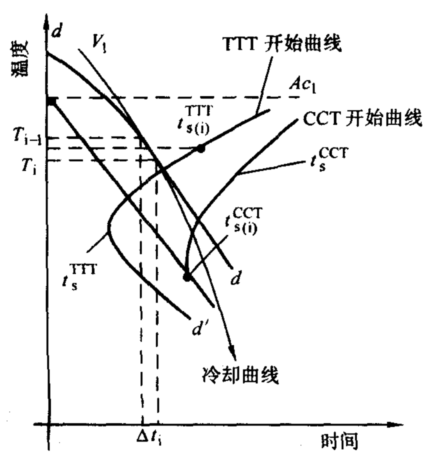


图 6.3-9　孕育期相加性修正示意图

在时间步长 Δti 的中点作一切线 dd 并计算其平均冷速

$$V_i = \frac{T_{i-1} - T_i}{\Delta t_i} \qquad (6.3\text{-}83)$$

以临界点为起点作 V_i 等速冷却曲线（$d'd'//dd$）与 t_i^{CCT} 交于 $t_{s(i)}^{CCT}$，然后沿着 $d'd'$计算孕育期修正分数

$$X_i = \int_0^{t_i^{CCT}} \frac{dt}{t_s^{TTT}} \qquad (6.3\text{-}84)$$

式中，X_i 为 Δt_i 步长内修正后的孕育期分数。

$$\varphi_i = \frac{\Delta t}{t_{s(i)}^{TTT}} \times \frac{1}{x_i} \qquad (6.3\text{-}85)$$

连续冷却时相变开始的判据为

$$\sum \varphi_i = \sum_0 \frac{\Delta t_i}{t_{s(i)}^{TTT}} \times \frac{1}{x_i} = 1 \qquad (6.3\text{-}86)$$

田东的修正式适用于扩散型相变。

5.1.2　Avrami 方程中时间项 *t* 的取值

从 Avrami 方程的推导过程可以看出，其时间项 t 应从相变开始时刻计算，即在 t 中应不包括孕育期。Hawbolt 等建议将 Avrami 方程表达为

$$f = 1 - \exp\left[-b\left(t - t_s\right)^n\right] \qquad (6.3\text{-}87)$$

$$n(T) = \frac{\ln\left[\ln\left(1-f_1\right)\right] - \ln\left[\ln\left(1-f_2\right)\right]}{\ln\left(t_1 - t_s\right) - \ln\left(t_2 - t_s\right)}$$

$$b(T) = \frac{\ln\left(1-f_1\right)}{\left(t_1 - t_s\right)^{n(T)}} \qquad (6.3\text{-}88)$$

式中，t_s 为等温转变开始时间。

从 T8 钢的等温转变图读得表 6.3-2 的数据进行以下计算：算法 1 的时间项中包含孕育期，由转变开始时间 t_s 和结束时间 t_e 按式（6.3-75）、式（6.3-76）计算，算法 2 在时间项中扣除孕育期由 $t_{0.05}$ 和 $t_{0.75}$ 按式（6.3-87）、式（6.3-88）计算。结果表明修正的 Avrami 方程获得与实际值更接近的结果（表 6.3-2）。

表 6.3-2　按不同方法计算的 *n*，*b* 和转变量为 25% 的时间 $t_{0.25}$

温度/℃	从等温转变图读出的数据					算法 1			算法 2		
	t/s	$t_{0.25}$/s	$t_{0.5}$/s	$t_{0.75}$/s	t_e/s	n	b	$t_{0.25}$/s	n	b	$t_{0.25}$/s
700	12.5	39	63	90	120	2.71	1.07×10^{-5}	43.1	1.62	1.21×10^{-3}	41.9
650	2.7	6.5	8.8	11.5	18.5	3.18	4.25×10^{-4}	7.7	1.89	2.271×10^{-2}	6.5
450	1.4	5.5	8.0	11	20	2.13	4.63×10^{-3}	6	2.05	1.46×10^{-2}	5.7
400	3	30	4.3	65	100	1.75	1.47×10^{-3}	20.5	1.58	2×10^{-3}	26

5.1.3　亚共析钢的先共析铁素体与珠光体转变的计算

从文献中的 45 钢等温转变图读取数据，然后用三种方法进行计算：算法 1 是用一个 Avrami 方程［式（6.3-82）］统一描述先共析铁素体和珠光体转变，在时间项 t 中包含孕育期，算法 2 也是用一个 Avrami 方程计算但在 t 中减去孕育期，算法 3 是按 Hawbolt 的观点用两个独立的 Avrami 方程分别计算铁素体和珠光体转变在 t 中减去孕育期，即

$$f_F = 1 - \exp\left[-b_F\left(t - t_{SF}\right)^{n_F}\right] \qquad (6.3\text{-}89)$$

$$f_P = 1 - \exp\left[-b_P\left(t - t_{SP}\right)^{n_P}\right] \qquad (6.3\text{-}90)$$

计算结果（表 6.3-3）说明，只要在时间项 t 中减去孕育期，无论是用一个 Avrami 方程还是用两个 Avrami 方程描述先共析铁素体和珠光体转变都同样可以获得相当好的结果，看来用一个 Avrami 方程是合理的方案。

表 6.3-3　45 钢转变量为 50% 的时间 $t_{0.5}$ 的计算结果

温度/℃	等温转变图上的读数			算法 1	算法 2	算法 3
	$ts_{0.5}$/s	$te_{0.5}$/s	$t_{0.5}$/s	$t_{0.5}$/s	$t_{0.5}$/s	$t_{0.5}$/s
700	5.1	3 200	470	447	447	462
650	2.05	105	23	31.1	21.1	22.5
600	1.05	27	6.3	9.9	5.9	6.5
550	0.8	10	2.4	4.58	2.4	2.2
500	0.65	5.3	1.2	2.77	0.9	—

从理论上分析，先共析铁素体的形核位置和方式都不同

于共析体，它们的长大虽同为扩散控制，但生长的方式和碳的扩散途径亦不同，这些理由都支持分别用两个方程描述的观点。但从另一方面考虑，铁素体沿奥氏体晶界析出，当其生长前沿尚有很充裕的空间，还没有达到因新相互碰遇而使相变量增长速率下降的阶段就发生珠光体转变。因此，Hawbolt 用一个完整的独立的 Avrami 方程描述先共析铁素体等温转变的观点也缺乏充分的理由。再则，在连续冷却时珠光体转变开始点很难确定，因为奥氏体的碳含量随铁素体析出而不断改变，并且连续冷却时生成的珠光体是伪共析体，其碳含量随温度的下降而减少。这两种情况都违反相加性法则的适用条件。笔者建议用图 6.3-10 说明亚共析钢等温转变动力学，由于先共析铁素体的形成速率低于珠光体，两条曲线在 $f_{F_{max}}$ 处相交，$f_{F_{max}}$ 由 Fe-C 相图上 ES 的延长线和 GP 的延长线按杠杆定律求出。f'_{max} 则由 GS 与 GP 的延长线求出。作为一个整体亚共析钢的等温转变动力学曲线表现为图 6.3-10 中的实线，正如上述表 6.3-4 的计算结果所证明：该曲线可以用一个统一的 Avrami 方程描述。30CrNi 钢的计算结果也证明了这样一个结论。其实，Avrami 方程是一种描述扩散型等温转变动力学的较为一般化的通式，参数 b 和 n 涵盖了包括形核方式、形核位置、长大方式等诸多变化因素。看来用一个 Avrami 方程描述过冷奥氏体等温转变全过程是一个可行的选择。这样就可以用 5.1.1 和 5.1.2 所述的同样方法，并用相加性法则计算亚共析钢在连续冷却时铁素体和珠光体总量，然后再计算铁素体量 f_{F_i} 和珠光体量 f_{P_i}。

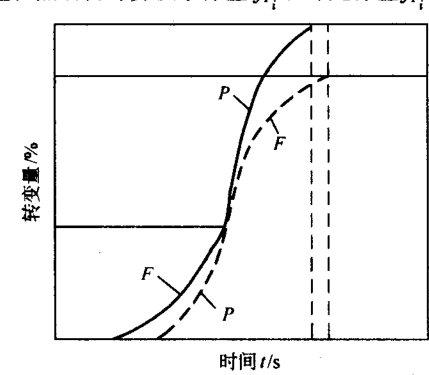


图 6.3-10 亚共析钢过冷奥氏体等温转变动力学

在 A_1 至 Bs 温度区之间，

若 $f_i < f_{F_{max}}$，则 $f_{F_i} = f_i$，$f_{P_i} = 0$；

若 $f_i \geq f_{F_{max}}$，则 $f_{F_i} = f_{F_{max}}$，$f_{P_i} = f_i - f_{F_{max}}$。

为了验证用一个统一的 Avrami 方程计算铁素体和珠光体转变量的合理性，用文献中同一成分的 45 钢的等温转变图和连续冷却转变图进行相加性法则计算

令，

$$x_i = \sum_{t_s^{CCT}}^{t_e^{CCT}} \frac{\Delta t_i}{t_{ei}^{TTT} - t_{si}^{TTT}} \qquad (6.3\text{-}91)$$

表 6.3-4 的计算结果说明，在不同的冷却速率下 x_i 均接近于 1，从而证明用一个 Avrami 方程描述铁素体转变和珠光体转变就可以用相加性进行连续冷却的相变计算。

表 6.3-4 45 钢相加性法则验算结果

平均冷速/℃·s^{-1}	t_s^{CCT}/s	T_s^{CCT}/℃	t_e^{TTT}/s	x_i
0.6	113.3	717	288.3	0.98
8.1	9.5	689	635	0.97
25	2.7	670	625	0.94

5.2 马氏体转变的计算

一般将马氏体转变量视为温度的函数，由碳钢的试验得

$$f = 1 - \exp[\alpha(M_s - T)] \qquad (6.3\text{-}92)$$

徐祖耀考虑到低碳钢中马氏体形成时碳的扩散，使奥氏体碳浓度改变，将上式改写为

$$f = 1 - \exp[\beta(C_1 - C_0) - \alpha(M_s - T)] \qquad (6.3\text{-}93)$$

式中，C_0，C_1 为马氏体相变前、后奥氏体的碳浓度。

$$\alpha = \overline{V}\varphi(\partial \Delta G_V / \partial T)$$
$$\beta = \overline{V}\varphi(\partial \Delta G_V / \partial C) \qquad (6.3\text{-}94)$$

式中，φ 为比例常数；$\overline{V}$ 为马氏体片的平均体积；ΔG_V 为相变激活能。

对于碳钢，一般取 $\alpha = 0.011$。

一般情况下，对于碳钢和合金钢的马氏体点可分别按式（6.3-92）和式（6.3-95）计算。M_s 可以通过试验测定或根据下面的经验公式估算。

$$M_s(℃) = 520 - 320C - 50Mn - 30Cr - 20(Ni + Mo) - 5(Cu + Si)$$
$$M_s(℃) = 512 - 453C - 16.9Ni + 15Cr - 9.5Mo + 217(C)^2 - 71.5(C)(Mn) - 67.6(C)(Cr) \qquad (6.3\text{-}95)$$

在马氏体之前发生的其他相变会因为改变母相成分或核坯被消耗而使 M_s 改变。从连续冷却转变图可以反映出，如果在马氏体之前发生的转变量愈多 M_s 下降也愈多，但是一般用相加性法则根据等温转变图进行相变计算时，不能反映上述现象。有必要根据连续冷却转变图计算出 M_s 与非马氏体转变量之间的拟合式，在相变量计算时对 M_s 作修正。

5.3 应力对相变动力学的影响

从式（6.3-94）可以看出，α 与马氏体相变驱动力有关，因此应力将会对 α 值有影响。目前在热处理数值模拟中都用经验公式计算 α，例如徐祖耀文献给出 α 与等效应力 σ_i 之间的经验式：

$$\alpha = C_0 + C_1\sigma_i \qquad (6.3\text{-}96)$$

式中，σ_i 为等效应力，有关文献求得 $C_0 = 1.2430 \times 10^{-2}$，$C_1 = 6.9752$。

Denies 则提出了以下的修正式

$$M_s = M_{s0} + \Delta M_s$$
$$\Delta M_s = A\sigma_m + B\sigma_i \qquad (6.3\text{-}97)$$

式中，M_{s0} 为常压下的 M_s 点；σ_m 为平均应力；σ_i 为等效应力；A、B 为与材料有关的常数。

应力对珠光体转变同样有明显影响。例如有人给出应力对 Avrami 方程中常数 b 的影响的修正式

$$b_\sigma = B_0 + B_1\sigma_i$$
$$b_\sigma = \frac{b}{(1 - C\sigma_i)^n} \qquad (6.3\text{-}98)$$

式中，b、n 为 Avrami 方程中的常数；C 为常数，文献中给定的值为 8.5×10^{-3} MPa^{-1}。

上述文献中的研究结果表明，应力对扩散型相变和无扩散相变的动力学都有明显的影响。因此，在温度-相变-应力耦合的数值模拟中必须加以考虑。

5.4 相变超塑性

金属和合金在相变过程中发生塑性变形增加的现象，它有两个明显的特征：①塑性变形是伴随着组织转变而产生的；②应力并不需要达到屈服极限。目前在淬火过程数值模拟中大多采用 Greenivood-Johson 修正方程描述马氏体相变的超塑性。

$$\varepsilon^{tp} = k\sigma V_m(2 - V_m) \qquad (6.3\text{-}99)$$

增量形式为

$$\Delta\varepsilon^{tp} = k\sigma 2\ (1 - V_m)\ \Delta V_m \tag{6.3-100}$$

用于多轴应力时根据流变法则取

$$\Delta\varepsilon_{ij}^{tp} = 3KS_{ij}\ (1 - V_m)\ \Delta V_m \tag{6.3-101}$$

式中，V_m 为马氏体转变量。K 为常数，一般认为与转变量有关，而李勇军用 GCr15 进行试验的结果表明应力对 K 影响不大，但 K 随马氏体量增加而增大，可用下述回归式表示。

$$K = A + BV_m \tag{6.3-102}$$

式中，A、B 为常数，对于 GCr15，$A = 7.892 \times 10^{-6}$，$B = 8.468 \times 10^{-5}$。

用外径 ϕ48 mm、内径 ϕ16 mm、长 50 mm 的 GCr15 钢试样 860℃奥氏体化后淬入 25% $NaNO_3$，20% KNO_3，20% $NaNO_2$，35% H_2O 的水溶液中。内径沿长度方向的变形量的模拟结果与测量结果的比较示于图 6.3-11。可以看出在数值模拟中正确计算相变超塑性对模拟结果的正确性有重大影响。

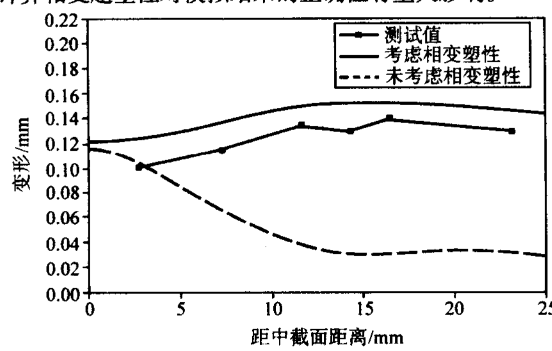


图 6.3-11　内径沿长度方向的淬火畸变量测量值和模拟值

6　界面换热系数的测定与计算

界面换热系数的定义：在固体与流体的界面上存在对流换热的情况下，单位时间面积上的换热量。

$$\dot{q} = h_c\ (T_a - T_s) \tag{6.3-103}$$

式中，$\dot{q}$ 为热流密度；T_a 为流体温度（或环境温度）；T_s 为工件表面温度；h_c 为对流换热系数。

若同时存在辐射换热，则

$$\dot{q} = (h_c + h_r)\ (T_a - T_s) = h_\Sigma\ (T_a - T_s) \tag{6.3-104}$$

式中，h_r 为辐射换热系数；h_Σ 为综合换热系数。

由于辐射换热系数对工件表面温度和环境非常敏感，因此，h_Σ 是温度函数。淬火介质的换热系数受许多因素的影响，例如介质本身的物理性质，包括热容、热导率、粘度、气化热、蒸汽压、表面张力等；外界条件，包括介质温度、搅拌速度、介质流经工件表面时的压力，工件的大小、形状、表面状态等等。因此，测定在具体的淬火条件下换热系数是传热计算所必需的，而且也是难度相当大的课题。

(1) 测定 h 的等效热容法

根据能量守恒原理可得，

$$h\ (T_a - T_s)\ F\Delta\tau = \rho c_p V\Delta T \tag{6.3-105}$$

式中，F 为试样表面积；V 为试样体积；ΔT 为在 $\Delta\tau$ 时间内温度变化。

取冷却曲线上任意二时刻之间的温度，式 (6.3-105) 可化为

$$h\left(T_a - \frac{T_i + T_{i-1}}{2}\right) \times F\Delta\tau = \rho c_p V\ (T_i - T_{i-1}) \tag{6.3-106}$$

那么，

$$h = \frac{\rho c_p V\ (T_i - T_{i-1})}{\left(T_a - \frac{T_i + T_{i-1}}{2}\right) F\ (\tau_i - \tau_{i-1})} \tag{6.3-107}$$

当 T_a 一定时，h 是温度的函数，式 (6.3-107) 得出的 h 值是 $T_s = \frac{T_i + T_{i-1}}{2}$ 时的换热系数值。

此法只能适用于小试样（试样内温度差可忽略不计），但 $\phi < 50$ 时表面换热系数与表面曲率有关。因此用小试样测定的换热系数可能和实际工件表面的换热系数有差异。

(2) 表面温度梯度法

根据第三类边界条件，存在下式

$$h\ (T_a - T_s) = -\lambda \frac{\partial T}{\partial n} \tag{6.3-108}$$

可测定工件近表面二点的温度，根据下式求得换热系数。

$$h\ (T_a - T_s) = \lambda \frac{T_1 - T_2}{\Delta x} \tag{6.3-109}$$

式中，T_1、T_2 为同一时刻二个点上的温度测量值；Δx 两点之间的距离。

表面温度梯度法的缺点是测量的误差较大。

(3) 反传热法测定换热系数

定义敏感系数 $X_{m(x,t)}$ 为 t 时到内 x 处的温度对热流的敏感程度，即

$$X_{m(x,y)} = \frac{\partial T_{(x,t)}}{\partial q_m} \tag{6.3-110}$$

将温度场一维控制方程、边界条件和初始条件对 q_m 求一阶微商，则可得到敏感系数场的控制方程、边界条件和初始条件。

温度场　　　　对 q_m 求一级微商 →　　　　敏感系数场

$$\rho c_p \frac{\partial T}{\partial \tau} = \frac{\partial}{\partial x}\left[\lambda \frac{\partial T}{\partial x}\right] \quad \text{控制方程} \quad \rho C_p \frac{\partial X_m}{\partial \tau} = \frac{\partial}{\partial x}\left[\lambda \frac{\partial X_m}{\partial x}\right] \tag{6.3-111a}$$

$$-\lambda \left.\frac{\partial T}{\partial x}\right|_{x=0} = \begin{cases} q_m = \text{const}\ t_{m-1} < t < t_m \\ q_m = q_m(t)t > t_m \end{cases} \quad \text{边界条件}$$

$$-\lambda \frac{\partial X_m}{\partial_x} = \begin{cases} 1\ t_{m-1} < t < t_m \\ 0\ t > t_m \end{cases} \tag{6.3-112b}$$

$$-\lambda \left.\frac{\partial T}{\partial x}\right|_{x=L} = 0 \quad \text{边界条件} \quad -\lambda \left.\frac{\partial X_m}{\partial x}\right|_{x=L} = 0 \tag{6.3-113c}$$

$$T(x,t_{m-1}) = T_{m-1}(x) \quad \text{初始条件} \quad X(x,t_{m-1}) = 0 \tag{6.3-114d}$$

式中，T_{m-1} (x) 为 t_{m-1} 时刻的温度分布，在 t_{m-1} 和 t_m 之间热流密度 q_m 为常数，t_{m-1} 时的温度分布为已知函数。

从上式可以看出，X_m 的偏微分方程的形式与温度场偏微分方程相同，可以用同一算法求解。

首先，假设 $t_{m-1} \leqslant t \leqslant t_m$，$q_m$ = 常数。探头内温度场 T $(x,\ t,\ t_{m-1},\ q_{m-1},\ q_m)$，其中 q_{m-1} 是该时间步长之前的热流密度向量，它的分量式 q_1，q_2，q_3，……q_{m-1}；t_{m-1} 为该时间步的起始时间。T $(x,\ t,\ t_{m-1},\ q_{m-1},\ q_m)$ 可在任意的已知 q^* 处展成泰勒级数，即

$$T(x,t,t_{m-1},q_{m-1},q_m) = T(x,t,t_{m-1},q_{m-1},q^*) + (q_{m-1} - q^*)\left.\frac{\partial T(x,t,t_{m-1},q_{m-1},q_m)}{\partial q_m}\right|_{q_m = q^*} + \frac{(q_{m-1} - q^*)^2}{2!} \times \left.\frac{\partial 2T(x,t,t_{m-1},q_{m-1},q_m)}{\partial q_m^2}\right|_{q_m = q^*} + \cdots \tag{6.3-115}$$

略去二阶及二阶以上微商得到

$$T(x,t,t_{m-1},q_{m-1},q_m)$$
$$= T(x,t,t_{m-1},q_{m-1},q^*) + (q_{m-1} - q^*)X(x,t,t_{m-1},q_{m-1}) \tag{6.3-116}$$

式中　$X(x,t,t_{m-1},q_{m-1}) = \left.\dfrac{\partial T(x,t,t_{m-1},q_{m-1},q_m)}{\partial q_m}\right|_{q_m=q^*}$

由于某点 x_k 处在 t_m 时刻温度测定值为 Y_m，所以式 (6.3-116) 可写为

$$Y_m = T_K^m + (q_m - q^*)\ x_k \tag{6.3-117}$$

因此，待求的边界热流密度为：

$$q_m = q^* + \frac{Y_m - T_k^m}{x_k} \tag{6.3-118}$$

那么，换热系数可以通过下式计算。

$$h_\Sigma = \frac{q_m}{T_s - T_a} \tag{6.3-119}$$

反传热问题的基本算法为：

1) 在 $m-1$ 时刻，假定 $q^*=0$，作为边界条件计算 m 时刻温度场；

2) 计算敏感系数场 X_m；

3) 读探头内温度 K 温度值，计算热流密度 q_m；

4) 由式 (6.3-118) 求得的 q_m 重复 1)，2)，3) 直到修正值很小为止；

5) 由式 (6.3-119) 求的综合换热系数 h_Σ。

本章各式中各参数的国际单位列于表 6.3-5 中。

表 6.3-5　传热与扩散偏微分方程中各物理量的国际单位

符号	名称	国际单位
λ	热导率	W/ (m·℃)
ρ	密度	kg/m³
C_p	比定压热容	J/ (kg·℃)

续表 6.3-5

符号	名称	国际单位
Q	内热源强度	W
T_A	环境温度	℃
T_S	固体表面温度	℃
h_Σ	综合换热系数	W/ (m²·℃)
h_C	对流换热系数	W/ (m²·℃)
h_r	辐射换热系数	W/ (m²·℃)
D	扩散系数	m²/s
β	物质传递系数	m/s
C	碳浓度	kg/m³
C_g	气氛碳势	kg/m³
C_S	表面碳浓度	kg/m³
$[K]^e$	单元刚度矩阵	
$[C]^e$	热容矩阵	
$\{\rho\}^e$	单元常数项矢量	
f_{F_i}	铁素体体积分数	
f_{P_i}	珠光体体积分数	
ΔG_V	相变激活能	J/mol
$\overline{V}$	马氏体平均体积	m³
σ_m	平均应力	MPa
σ_i	等效应力	MPa
g	热流密度	W/m²
μ	流体黏度	kg/ (m·s)

编写：潘健生（上海交通大学）
宋冬利（上海交通大学）

第4章　热处理过程中应力场的数值计算

1　热弹塑性应力场分析的基本原理

在热处理过程中，由于温度剧烈变化和相变的作用，工件内部必然会发生不均匀的塑性变形，采用弹塑性模型进行热处理应力场分析是合适的。应用材料的弹塑性本构关系和理论，求出工件的应力和变形分布，包括在研究加热过程中的每一时刻，物体内各处的应力和变形，是热弹塑性力学研究的一个方向。

1.1　热弹性本构方程

(1) 几何运动方程

它描述了位移函数和应变函数的关系。在三维问题中，每一点的位移可用 x、y、z 三个方向的位移分量 u、v、w 表示，则

$$\begin{cases} \varepsilon_x = \dfrac{\partial u}{\partial x} & \gamma_{xy} = \dfrac{\partial v}{\partial x} + \dfrac{\partial u}{\partial y} \\ \varepsilon_y = \dfrac{\partial v}{\partial y} & \gamma_{yz} = \dfrac{\partial w}{\partial y} + \dfrac{\partial v}{\partial z} \\ \varepsilon_z = \dfrac{\partial w}{\partial z} & \gamma_{zx} = \dfrac{\partial u}{\partial z} + \dfrac{\partial w}{\partial x} \end{cases} \qquad (6.4\text{-}1)$$

式中，ε_x、ε_y、ε_z 为沿三个坐标方向的正应变；γ_{xy}、γ_{yz}、γ_{zx} 为切应变。

式 (6.4-1) 可用矩阵形式表示：

$$\{\varepsilon\} = [B]\{u\} \qquad (6.4\text{-}2)$$

式中，$\{\varepsilon\} = \begin{Bmatrix} \varepsilon_x \\ \varepsilon_y \\ \varepsilon_z \\ \gamma_{xy} \\ \gamma_{yz} \\ \gamma_{zx} \end{Bmatrix}$；

$\{u\} \begin{Bmatrix} u \\ v \\ w \end{Bmatrix}$；

$$[B] = \begin{bmatrix} \dfrac{\partial}{\partial x} & 0 & 0 \\ 0 & \dfrac{\partial}{\partial y} & 0 \\ 0 & 0 & \dfrac{\partial}{\partial z} \\ \dfrac{\partial}{\partial x} & \dfrac{\partial}{\partial y} & 0 \\ 0 & \dfrac{\partial}{\partial y} & \dfrac{\partial}{\partial z} \\ \dfrac{\partial}{\partial x} & 0 & \dfrac{\partial}{\partial z} \end{bmatrix};$$

$$[B]^T = \begin{bmatrix} \dfrac{\partial}{\partial x} & 0 & 0 & \dfrac{\partial}{\partial x} & 0 & \dfrac{\partial}{\partial x} \\ 0 & \dfrac{\partial}{\partial y} & 0 & \dfrac{\partial}{\partial y} & \dfrac{\partial}{\partial y} & 0 \\ 0 & 0 & \dfrac{\partial}{\partial z} & 0 & \dfrac{\partial}{\partial z} & \dfrac{\partial}{\partial z} \end{bmatrix}。$$

(2) 弹性本构方程

描述应力与应变之间的关系的物理方程为

$$\begin{cases} \varepsilon_x = \dfrac{1}{E}\left[\sigma_x - \mu\left(\sigma_y + \sigma_z\right)\right] & \gamma_{xy} = \dfrac{1}{G}\tau_{xy} \\ \varepsilon_y = \dfrac{1}{E}\left[\sigma_y - \mu\left(\sigma_z + \sigma_x\right)\right] & \gamma_{yz} = \dfrac{1}{G}\tau_{yz} \\ \varepsilon_z = \dfrac{1}{E}\left[\sigma_z - \mu\left(\sigma_x + \sigma_y\right)\right] & \gamma_{zx} = \dfrac{1}{G}\tau_{zx} \end{cases} \qquad (6.4\text{-}3)$$

式中　$G = \dfrac{E}{2(1+\mu)}$。

表示成张量形式

$$\begin{cases} \varepsilon_{ii} = \dfrac{1-2\mu}{E}\sigma_{ii} \\ e_{ij} = \dfrac{1}{2G}S_{ij} \end{cases} \qquad (6.4\text{-}4)$$

式 (6.4-3) 和式 (6.4-4) 写成矩阵形式为

$$\{\sigma\} = [D]\{\varepsilon\} \qquad (6.4\text{-}5)$$

式中，$[D]$ 为弹性矩阵，$[D] = \dfrac{E}{1-\mu^2} \times$

$$\begin{bmatrix} 1 & \mu & \mu & 0 & 0 & 0 \\ \mu & 1 & \mu & 0 & 0 & 0 \\ \mu & \mu & 1 & 0 & 0 & 0 \\ 0 & 0 & 0 & \dfrac{1-\mu}{2} & 0 & 0 \\ 0 & 0 & 0 & 0 & \dfrac{1-\mu}{2} & 0 \\ 0 & 0 & 0 & 0 & 0 & \dfrac{1-\mu}{2} \end{bmatrix}。$$

(3) 平衡方程

它描述了物体内部应力和所受体力之间的关系。

$$\begin{cases} \dfrac{\partial \sigma_x}{\partial x} + \dfrac{\partial \tau_{yx}}{\partial y} + \dfrac{\partial \tau_{zx}}{\partial z} = X \\ \dfrac{\partial \tau_{xy}}{\partial x} + \dfrac{\partial \sigma_y}{\partial y} + \dfrac{\partial \tau_{zy}}{\partial z} = Y \\ \dfrac{\partial \tau_{xz}}{\partial x} + \dfrac{\partial \tau_{yz}}{\partial y} + \dfrac{\partial \sigma_z}{\partial z} = Z \end{cases} \qquad (6.4\text{-}6)$$

式中，X、Y、Z 为 x、y、z 三个方向上的体力。在计算热应力时若忽略重力作用，则 $X=0$、$Y=0$、$Z=0$。

1.2　热弹塑性本构关系

式 (6.4-3)、式 (6.4-5) 为著名的虎克定律，是弹性情况下的本构方程。经典弹性理论仅考虑应力和应变的关系，并认为应力和应变是满足线性关系的。凡是认为材料各参数间为非线性关系的，则属于材料（或称物理）非线性范畴，因此弹塑性模型是典型的材料非线性问题，平衡方程的使用与弹性理论没有什么差别，几何运动方程在假定的小变形条件下也和弹性情况下相同，而本构方程则采用了完全不同的理论，从而建立了各类非线性方程。最终本构关系的建立需要考虑三个因素，在这三个因素的基础上综合，推导出具体的弹塑性本构方程。

塑性理论的目的就是寻求屈服函数，研究屈服后应力与应变分量间的关系。塑性理论一般有三部分构成。①屈服准则：即判断材料是否屈服的标准，不同类型材料的屈服函数不相同；②强化定律：材料初始屈服后，继续加载时屈服面在应力空间中的移动；③塑性应变与应力间的关系：有两种类型的理论，一种是塑性流动理论，亦即增量理论，它讨论塑性应变增量和当前应力及应力增量间的关系，这是当前的

主流理论；另一类是形变理论，或称全量理论，是讨论塑性应变本身与应力间的关系，用得很少。

（1）屈服理论

屈服理论中用得最普遍，适合于金属材料的屈服准则是 Von－Mises 准则。该准则认为，对于各项同性的材料，当某一点的等效应力达到一定数值时，材料开始进入塑性状态。即

$$\sigma_i = k \tag{6.4-7}$$

式中，k 为常数，称为屈服强度，可通过单轴拉伸试验测得，即

$$k = \delta_s \tag{6.4-8}$$

（2）硬化理论

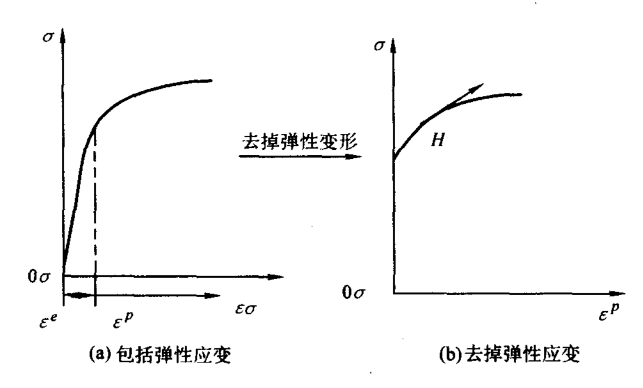
在淬火应力场研究中，使用等向硬化模型，此硬化理论在简单加载情况下具有计算简单而实用的特点。假设初始屈服条件取 Von－Mises 屈服条件，则等向硬化可表示为

$$f = \sigma_i - k = 0 \tag{6.4-9}$$

式中，f 为屈服函数；k 为等向硬化的度量函数。对初始屈服 k = 常数 = σ_s，但随着塑性变形的发展，k 从初始值 σ_s 按一定的函数关系递增。

硬化现象在单轴拉伸情况下显得容易理解。H 为塑性模量或称硬化指数，表示材料硬化程度，可通过单轴拉伸试验测量和计算得到，如图 6.4-1a 为单轴拉伸曲线，图 6.4-2b 为去掉弹性变形后的拉伸曲线，其上每一点的斜率即为 H。

$$H = \frac{d\sigma}{d\varepsilon^p} \tag{6.4-10}$$



(a) 包括弹性应变　　(b) 去掉弹性应变

图 6.4-1　单轴拉伸应力应变曲线

（3）流动法则

塑性流动理论认为塑性变形过程是不可逆的，变形功一部分转化成热能，最终塑性区的变形不仅取决于其最终状态的应力，而且和加载路径（亦即变形路径）有关。为了对变形的发展过程作出分析，作为描述塑性变形规律的塑性本构关系原则上不能用应力和应变分量的全量形式来描述，而应该用它们的微分关系表述，所以一般来说，对塑性力学问题，只有按增量形式建立起来的理论，才能追踪整个加载路径来求解，这就是增量理论的出发点。

普朗特尔-劳埃斯认为塑性状态的变形之中弹性变形部分服从广义虎克定律，即

$$de_{ij}^e = \frac{1}{2G} dS_{ij} \tag{6.4-11}$$

而塑性部分塑性应变增量张量和应力偏张量相似且同轴线。即服从普朗特尔－劳埃斯（Prandtl－Reuss）给出了塑性流动法则：

$$de_{ij}^p = dlS_{ij} \quad (dl \geqslant 0) \tag{6.4-12}$$

比例系数也和质点位置和载荷水平有关，所以是一个非线性的关系式。由于塑性不可压缩性，上式又可表示为：

$$de_{ij}^p = d\lambda S_{ij} \tag{6.4-13}$$

即塑性应变增量偏张量与应力偏张量成比例。

总的应变增量由弹性应变增量和塑性应变增量两部分组成。

$$de_{ij} = de_{ij}^e + de_{ij}^p \quad \text{即} \quad de_{ij} = \frac{1}{2G} dS_{ij} + d\lambda S_{ij} \tag{6.4-14}$$

又由于塑性的不可压缩性，则体积变化是弹性的，

$$de_{ij} = \left(\frac{1-}{2G} + \lambda\right) dS_{ij} \tag{6.4-15}$$

式（6.4-14）和式（6.4-15）即为流动法则推导出的增量型的本构关系式，该式考虑了弹性变形部分，所以可适用于弹塑性材料。比例系数 λ 根据不同的材料模型如：理想弹塑性模型、理想刚塑性模型、弹塑性硬化模型等导出。

（4）本构方程

要建立塑性的本构关系，必须要考虑屈服条件、流动法则和硬化条件。三者选择不同的组合，将得到不同的本构关系。

假设选择普朗特尔－劳埃斯塑性流动法则、Von－Mises 屈服准则、等向硬化三个条件，则可推出理想弹塑性硬化材料的增量型本构方程

$$d\varepsilon_{ij} = \frac{1-2\mu}{E} d\sigma_m \delta_{ij} + \frac{1}{2G} dS_{ij} + \frac{3}{2H} \cdot \frac{d\sigma_i}{\sigma_i} S_{ij} \tag{6.4-16}$$

在热处理应力场中，为了比较真实地反映应力应变情况，一般采用弹塑性硬化材料模型，即上式。

1.3　温度对应力场的影响

热处理过程中，由于工件截面存在温度梯度，工件各处的瞬时加热或冷却程度不均匀，加热速度或冷却速度也不同，相变不能同时进行，即有的部位相变已经完全结束，有的部位相变尚未开始，从而引起工件各部分的体积变化不均匀，造成各处不能均匀协调地变形，从而形成组织应力。

同时还有热应力，只要在工件中存在温度梯度，就会造成各处热胀冷缩的不同期性而产生不均匀的塑性变形。可见，相变应力和热应力都是因为工件中的温度梯度而形成。在淬火时，两种应力都很大，并因淬火介质的冷却能力而异。前者是由于相变的不等时性导致体积膨胀的不等时性而产生的相变应力。

热处理时，由于只产生正应变，剪切应力为零，计算热应力只要计算出热变形引起的热应变，然后像通常求解应力一样求出热应力。设材料为各项同性的。因为热膨胀所产生的热应变为

$$\varepsilon^{th} = \begin{Bmatrix} \varepsilon_x \\ \varepsilon_y \\ \varepsilon_z \end{Bmatrix} = a\Delta T \begin{Bmatrix} 1 \\ 1 \\ 1 \end{Bmatrix} \tag{6.4-17}$$

增量形式为：$de_{ij}^{th} = adT$

所以淬火过程的应力场是由于试样表层和心部的温差而形成的热应力和材料相变时引起的相变应力影响叠加的结果。最后的残余应力的分布也由于材料成分、试样大小、淬火方法的不同而复杂多样的。

实验表明，温度变化对弹性模量 E，塑性模量 H（即加工硬化指数）的影响是比较大的，而对泊松比 μ 的影响不大。

1.4　组织转变对应力场的影响

钢中奥氏体是一种原子排列很紧密的相，比容小；相比之下，铁素体和渗碳体中原子排列不如奥氏体致密，比容较大。因此当奥氏体转变成铁素体或析出渗碳体或转变成为这两相的混合物，如珠光体和贝氏体时，都要发生体积膨胀。马氏体可看作为过饱和碳的铁素体，比容更大，所以当奥氏体转变成为马氏体时体积膨胀更大。由于工件截面存在温度

梯度，工件各处相变不能同时进行，这就造成各处不能均匀协调地变形，从而形成内应力。这种因相变的不同期性而产生的内应力称为相变应力或组织应力。

（1）相变应变

除了由于组织中各种相的热膨胀产生的热应变以外，相变本身也产生体积变化。当相变发生时，可以看到膨胀仪上试样的长度发生变化。这种尺寸变化既与相变种类有关，也与相变温度有关。温度的影响是由于母相奥氏体比相变产物具有较高的膨胀系数，从而使相变时的表观尺寸膨胀有所减小，即部分抵销了因相变产生的膨胀，影响相变应变真实值的获得。为了克服这一问题，大部分数据都采用标准参考温度（0℃）下的值。

相变应变是因新旧相比容不同加上相变不同期性造成的。相变应变与相变过程中的转变产物种类和其所占分数有关。在计算中将单元发生组织变化所引发的比容变化，转化为膨胀系数，记为 β_i。β_i 表示组织转变时比容变化所对应的线膨胀系数。若同一时间步长内有几种组织转变时，用加权方法取平均值：

$$\beta = \sum_{j=1}^{4} m_j \beta_j \tag{6.4-18}$$

式中，m_j 为在此计算步中 j 相的增量；β 为多相转变并存时综合比容变化相应的线膨胀系数。

组织转变引起的线膨胀系数 β 不是一个常数，而是温度的函数，即在不同温度下转变时的膨胀量不一样，存在如下关系：

$$\beta_j^T = \beta_j^0 + (\alpha_j - \alpha_A)T \tag{6.4-19}$$

式中，β_j^0为某组织在 0℃下转变时的膨胀系数；β_j^T 为某组织在 T℃下转变时的膨胀系数；T 为温度。

对碳钢中碳质量分数对奥氏体分解的各种相变应变的影响的研究，结论如表 6.4-1 所示。

表 6.4-1　碳含量对应的不同奥氏体分解的相变应变

转变产物 \ 碳含量（质量分数）/%	0.18	0.39	0.58	0.74
铁素体 + 碳化物	0.80%	0.74%	0.71%	0.69%
贝氏体	0.97%	0.81%	0.71%	0.75%
马氏体	0.82%	0.86%	0.92%	0.98%

很明显，碳的影响是复杂的。当碳的质量分数增加时，由于马氏体相变而使相变应变显著增加，而对扩散型相变来说则与此相反。Sjostrom 发现，在含 0.5%C 和 0.9%Mn 的钢中，相变应变与这些值一致。Denis 和 Desalos 对含 0.5%C 的低合金钢的马氏体相变均采用 1.11% 的相变应变值，Desalos 对较低碳含量的钢则采用稍低的值（0.96%）。

为了采用所给的数据，必须考虑温度对相变应变值的影响，因为在 M_s 温度的相变应变值比室温时所得数值的一半还小。Flecther 和 Price 使用膨胀曲线获得了马氏体相变时的伸长。在含（质量分数）0.35% C、3.5% Ni、1% Cr、0.36% Mo 的钢中，最大伸长为 0.35%，相应的室温相变应变为 0.97%。Kamimomoto 在低合金钢中得到了与此非常相近的结果。

（2）相变塑性

相变塑性现象早已引起人们的注意，多年来，实验证明金属及合金在相变过程中会发生塑性增加的现象。在膨胀仪上，随着连续冷却温度降低发生奥氏体转变，显示长度增加，如图 6.4-2 中的曲线所示。如果在试样上预先加以拉伸载荷，则试样在连续冷却过程中长度的增加要比无应力时大，而且拉伸载荷越大，长度增加亦越多，反之，如果在试样上预先施以压缩载荷，则在发生马氏体转变时长度增加减少，甚至在压缩载荷达到一定数值时出现明显的压缩变形，变形量也随载荷的增加而增大，无论是在拉伸载荷下的长度增加或压缩载荷时长度的减少都并不因卸载而消失，实际上是一种不可逆的塑性变形。这种变形与经典的塑性变形——由于加载或温差引起应力超过屈服点而产生的塑性流动不同，其明显的特征是伴随组织转变而产生，其次是应力并不要求达到屈服点（低于软相的屈服点），但其变形是不可逆的，故特称之为相变塑性，亦称相变蠕变。

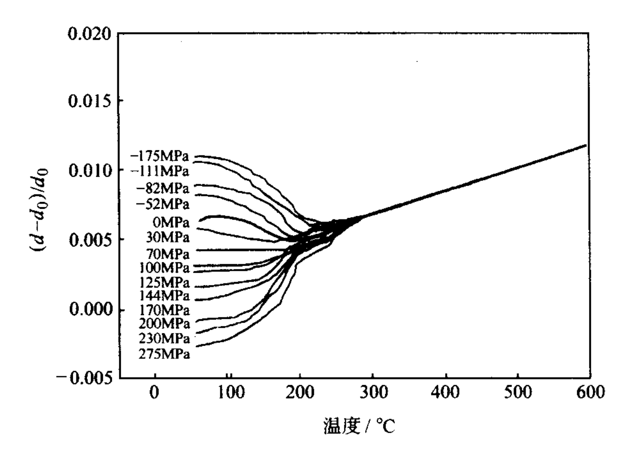


图 6.4-2　不同应力水平下淬火时试样直径变化与温度的关系

目前在淬火过程数值模拟中大多采用 Greenwood－Johnson 修正方程描述马氏体相变的超塑性。

$$\varepsilon^{tp} = K\sigma V_m\ (2 - V_m) \tag{6.4-20}$$

增量形式为

$$\Delta\varepsilon^{tp} = K\sigma 2\ (1 - V_m)\ \Delta V_m \tag{6.4-21}$$

用于多轴应力时根据流变法则取

$$\Delta\varepsilon_{ij}^{tp} = 3KS_{ij}\ (1 - V_m)\ \Delta V_m \tag{6.4-22}$$

式中，V_m 为新相增量；K 为常数，一般认为与转变量有关，而李勇军用 GCr15 进行试验的结果表明应力对 K 影响不大，但 K 随马氏体量增加而增大，可用下述回归式表示

$$K = A + BV_m \tag{6.4-23}$$

式中，A 和 B 为常数，对于 GCr15，$A = 7.892 \times 10^{-6}$，$B = 8.468 \times 10^{-5}$。

1.5　热弹塑性应力场分析的主要算法

从以上的论述中可以归纳出热处理过程中热弹塑性应力场分析的主要算法如下。

屈服准则：Von－Mises 准则，即：

$$\sigma_i = \sigma_s \tag{6.4-24}$$

硬化条件：等向硬化，即：

$$f\ (s_{ij})\ - k = 0 \tag{6.4-25}$$

在单轴拉伸条件下

$$H = \frac{d\sigma}{d\varepsilon^p} \tag{6.4-26}$$

流动法则：

$$de_{ij} = \frac{1}{2G} dS_{ij} + dlS_{ij} \tag{6.4-27}$$

弹塑性本构方程：

$$d\varepsilon_{ij} = \frac{1-2\mu}{E} d\sigma_m \sigma_{ij} + \frac{1}{2G} dS_{ij} + \frac{3}{2H} \times \frac{d\sigma_i}{\sigma_i} S_{ij} \tag{6.4-28}$$

式中，ε_{ij} 为应变张量；σ_{ij} 为应力张量；S_{ij} 为应力偏张量。

力学性能参数非线性的处理采用简单叠加法。力学性能参数包括弹性模量 E、泊松比 μ、屈服点 σ_s、塑性模量 H、热膨胀系数 α 等均为温度和相组成的函数，采用统一的按含量百分比取简单平均法处理。

$$\Pi = \sum_{j=1}^{5} m_j \Pi_j \text{（Π代表各项力学性能参数）} \quad (6.4\text{-}29)$$

塑性区的处理中，总应变包含了弹性应变、塑性应变、热应变、相变应变、相变塑性应变等多个组成部分。因此淬火过程的塑性区处理方法如下。

总应变（在不考虑外力条件下）：

$$d\varepsilon_{ij}^T = d\varepsilon_{ij}^e + d\varepsilon_{ij}^p + d\varepsilon_{ij}^{th} + d\varepsilon_{ij}^{tr} + d\varepsilon_{ij}^{tp} \quad (6.4\text{-}30)$$

弹性应变：

$$de_{ij}^e = \frac{1}{2G} dS_{ij} \quad \text{即} \quad d\varepsilon_{ij}^e = \frac{1}{2G} d\sigma_{ij} \quad (6.4\text{-}31)$$

塑性应变：

$$de_{ij}^p = d\lambda S_{ij} \quad \text{即} \quad d\varepsilon_{ij}^p = \frac{3}{2H} \times \frac{d\sigma_i}{\sigma_i} \sigma_{ij} \quad (6.4\text{-}32)$$

热应变：

$$d\varepsilon_{ij}^{th} = \sum_{k=1}^{5} m_k \alpha_k (T) dT \quad (6.4\text{-}33)$$

相变应变：

$$d\varepsilon_{ij}^{tr} = \sum_{k=1}^{5} dV_k \times \beta_k^T \quad (6.4\text{-}34)$$

相变塑性应变：

$$d\varepsilon_{ij}^{tp} = 3KS_{ij}\ (1 - V_m)\ \Delta V_m \quad (6.4\text{-}35)$$

式中 $\beta_k^T = \beta_k^0 + (\alpha_k - \alpha_A)\ T$

2 热弹塑性应力场的有限元计算

2.1 虚功原理和最小位能原理

经典力学给出了结构的平衡方程

$$\begin{aligned} [L]^T\ \{\sigma\} + \{f\} &= 0 \\ \{t_i\} = \{t_e\} \quad & S = S_\sigma \end{aligned} \quad (6.4\text{-}36)$$

式中，$\{t_i\}$ 为结构内力；$\{t_e\}$ 为作用于结构表面 S_σ 区域上的外部表面力；$\{f\}$ 为体力；$\{L\}$ 为微分算子，表示为

$$[L]^T = \begin{bmatrix} \frac{\partial}{\partial x} & 0 & 0 & 0 & \frac{\partial}{\partial y} & \frac{\partial}{\partial z} \\ 0 & \frac{\partial}{\partial y} & 0 & \frac{\partial}{\partial x} & 0 & \frac{\partial}{\partial z} \\ 0 & 0 & \frac{\partial}{\partial z} & \frac{\partial}{\partial x} & \frac{\partial}{\partial y} & 0 \end{bmatrix} \quad (6.4\text{-}37)$$

为了将偏微分方程（6.4-36）转换为积分方程的形式，以便于有限元分析。在有限元分析中往往用变分方程或虚功方程替代平衡方程（两者的推导是一致的）。虚功原理认为，一个处于平衡的物体当施加满足位移边界条件的连续虚位移时，其外力虚功等于物体应力在虚应变上产生的变形能，其数学表达式为

$$\int_V \sigma_{ij} \delta\varepsilon_{ij} dv = \int_V f_i \delta u_i dv + \int_S t_i \delta u_i ds \quad (6.4\text{-}38)$$

式中，$\delta\varepsilon$ 为对应虚位移 δu 的虚应变。

以位移作为控制方程未知变量的方法称位移模型，它是有限元法的主流，至今仍占统治地位。对位移模型而言，虚功原理演变为总位能原理：在一个物体上，满足位移协调以及位移与运动边界条件的所有位移形式中，满足平衡条件的位移形式使总位能取最小值。

一个变形体总位能为：

$$\Pi = U - W \quad (6.4\text{-}39)$$

式中，U 为变形能；W 为外力功。

按前述原理

$$\delta\Pi = \delta U - \delta W = 0 \quad (6.4\text{-}40a)$$

$$\delta U = \int_V \sigma_{ij} \delta\varepsilon_{ij} dv \quad (6.4\text{-}40b)$$

$$\delta W = \int_V f_i \delta u_i dv + \int_S t_i \delta u_i dS \quad (6.4\text{-}40c)$$

式中，f_i、t_i 为物体的体力和表面力。

2.2 热弹性有限元分析的方程

在有限元离散化后的单元 e 上，根据广义虎克定律、几何方程，可得到应力和应变、位移的关系为：

$$\{\sigma\}^e = [\boldsymbol{D}_e]\ \{\varepsilon\}^e = [\boldsymbol{D}_e]\ [\boldsymbol{B}]^e\ \{\delta\}^e \quad (6.4\text{-}41)$$

式中，$[D_e]^e$ 为单元弹性矩阵；$[B]^e$ 为单元应变矩阵。

$$[\boldsymbol{D}_e]^e = \begin{bmatrix} 1-\mu & 1-\mu & 1-\mu & 0 & 0 & 0 \\ 1-\mu & 1-\mu & 1-\mu & 0 & 0 & 0 \\ 1-\mu & 1-\mu & 1-\mu & 0 & 0 & 0 \\ 0 & 0 & 0 & \frac{1-2\mu}{2} & 0 & 0 \\ 0 & 0 & 0 & 0 & \frac{1-2\mu}{2} & 0 \\ 0 & 0 & 0 & 0 & 0 & \frac{1-2\mu}{2} \end{bmatrix} \quad (6.4\text{-}42)$$

单元 e 上的变形能 U 为

$$U = \frac{1}{2} \int_{V^e} \{\varepsilon\}^{eT} \{\sigma\} dv \quad (6.4\text{-}43)$$

但是由于温度分布不均匀，各节点膨胀量不同，各个单元的总应变为弹性应变和由热膨胀引起的热应变组成，即

$$\{\varepsilon\}^e = \{\varepsilon_e\}^e + \{\varepsilon_T\}_e \quad (6.4\text{-}44)$$

$$\{\varepsilon_T\}^e = \alpha \Delta T^e \begin{Bmatrix} 1 \\ 1 \\ 1 \end{Bmatrix} \quad (6.4\text{-}45)$$

单元应力 $\{G\}^e$ 为：

$$\{\sigma\}^e = [D_e](\{\varepsilon\}^e - \{\varepsilon_T\}^e) = [D_e]([B]^e\{\delta\}^e - \{\varepsilon_T\}^e) \quad (6.4\text{-}46)$$

将上式代入式（6.4-43）得到：

$$U = \frac{1}{2}\int_{V^e} \{\varepsilon\}^{eT}\{\sigma\}dv = \frac{1}{2}\int_{V^e} (\{\varepsilon\}^{eT} - \{\varepsilon_T\}^{eT})[D_e](\{\varepsilon\}^e - \{\varepsilon_T\}^e)dv \quad (6.4\text{-}47)$$

进行变换后得到

$$U = \frac{1}{2}\ \{\delta\}^{eT}\ [k]^e\ \{\delta\}^e - \{\delta\}^{eT}\ \{R_h\}^e + C \quad (6.4\text{-}48)$$

式中，$[k]^e = \int_{V^e} [B]^{eT}[D_e][B]^e dv$；

$[R_h]^e = \int_{V^e} [B]^{eT}[D_e][\varepsilon_T]^e dv$；$C = \frac{1}{2}\int_{V^e} [\varepsilon]^{eT}[D_e][\varepsilon_T]^e dv$，这一项是与节点位移无关的常量。

在热处理过程中，并没有外载，因此外力功 $W = 0$。

根据位能原理（式 6.4-38），总位能对 $\{\delta\}^e$ 求偏导并使之为零，即（6.4-48）对 $\{\delta\}^e$ 求偏导并使之为零，得到

$$[k]^e\ \{\delta\}^e = \{R_h\}^e \quad (6.4\text{-}49)$$

这就是一般热应力问题中表征单元节点位移和单元节点等效热载荷之间的关系式。组合得到整个结构体的节点位移和节点等效热载荷的关系式。

$$[k]\ \{\delta\} = \{R_h\} \quad (6.4\text{-}50)$$

式中，$[k]$ 为总刚度矩阵，是各个单元刚度矩阵之和，即 $[k] = \sum [k]^e$；$\{R_h\}$ 为整体等效热载荷向量，亦为各个单元等效热载荷向量之和，即 $\{R_h\} = \sum \{R_h\}^e$。

2.3 热弹塑性应力应变关系

在应力超过屈服极限以后，发生塑性变形，一般按照增量理论进行有限元分析。这时每一计算步的总应变分量 $d\{\varepsilon\}$ 可分解为弹性应变分量 $d\{\varepsilon_e\}$ 和塑性应变分量 $d\{\varepsilon_p\}$ 两部分，即

$$d\{\varepsilon\}=d\{\varepsilon_e\}+d\{\varepsilon_p\} \tag{6.4-51}$$

式(6.4-51) $d\{\varepsilon_e\}$ 与应力增量 $d\{\sigma\}$ 符合广义虎克定律，即

$$d\{\sigma\}=[D_e]d\{\varepsilon_e\}=[D_e](d\{\varepsilon\}-d\{\varepsilon_p\}) \tag{6.4-52}$$

用运 Von－Mises 屈服准则（式 6.4-8），各向同性强化法则［即等向强化，式（6.4-9）、以及普朗特尔-劳埃斯塑性流动法则［式（6.4-14）、式（6.4-15）］等弹塑性基本理论，经过复杂的推导（本文不作详细的推导）可得到全应变增量 $d\{\varepsilon\}$ 和应力增量 $d\{\sigma\}$ 之间的关系：

$$d\{\sigma\}=\left[[D_e]-\frac{[D_e]\dfrac{\partial\bar{\sigma}}{\partial\{\sigma\}}\left\{\dfrac{\partial\bar{\sigma}}{\partial\{\sigma\}}\right\}^T[D_e]}{H'+\left\{\dfrac{\partial\bar{\sigma}}{\partial\{\sigma\}}\right\}^T[D_e]\dfrac{\partial\bar{\sigma}}{\partial\{\sigma\}}}\right]d\{\varepsilon\} \tag{6.4-53}$$

记
$$[D_p]=\frac{[D_e]\dfrac{\partial\bar{\sigma}}{\partial\{\sigma\}}\left\{\dfrac{\partial\bar{\sigma}}{\partial\{\sigma\}}\right\}^T[D_e]}{H'+\left\{\dfrac{\partial\bar{\sigma}}{\partial\{\sigma\}}\right\}^T[D_e]\dfrac{\partial\bar{\sigma}}{\partial\{\sigma\}}}$$

$$[D_{ep}]=[D_e]-[D_p]$$

得到完整的应力应变关系

$$d\{\sigma\}=[D_{ep}]d\{\varepsilon\} \tag{6.4-54}$$

通常称［D_e］为弹性矩阵，［D_p］为塑性矩阵，［D_{ep}］为弹塑性矩阵。

弹塑性矩阵［D_{ep}］经过推导得到：

$$[D_{ep}]=[D_e]-\frac{G^2}{A}\{S\}\{S\}^T$$
$$A=\frac{1}{9}\left(3G+H+\frac{d\bar{\sigma}}{dT}\frac{dT}{d\bar{\varepsilon}^p}\right)\bar{\sigma}^2 \tag{6.4-55}$$

式中，$\{S\}$ 为应力偏张量；G 为剪切模量；H 为加工硬化指数，为等效应力 $\bar{\sigma}$ 与等效塑性应变曲线的斜率，又称硬化率。

这样弹塑性本构关系和弹性本构关系形式上完全统一起来，不同的是弹性关系中所用的是应力、应变的全量，而在弹塑性问题中则必须要用增量，弹性问题中用的是弹性矩阵［D_e］，弹塑性问题中要用［D_{ep}］，推导弹塑性问题的有限元方法与弹性问题完全一样，其具体表达式为：

变分方程：

$$[K]\{\delta\}=\{R_h\} \tag{6.4-56}$$

刚度矩阵：

$$[K]=\sum\int_{V^e}[B]^{eT}[D_{ep}][B]^e dv \tag{6.4-57}$$

热载荷向量：

$$[R_h]=\sum\int_{V^e}[B]^{eT}[D_{ep}][\varepsilon_T]^e dv \tag{6.4-58}$$

由于［D_{ep}］中含有 $\bar{\sigma}$ 及 $\{S\}$ 项，可见弹塑性矩阵与当时的应力水平有关，故式（6.4-56）是非线性方程，求解时需要线性化。

2.4 淬火应力场分析中总应变的处理

组织转变对应力场的作用主要体现在相变应变，相变塑性应变，相成分变化引起的力学性能变化等方面；温度场对应力场的影响主要体现在热应力应变和力学性能变化。

对于力学性能的影响相对来说比较简单，当不同温度下各相的力学性能参数为已知时就可以按相组成的体积百分数进行加权处理，处理方法比较简单，不影响有限元分析的基本格式，但是对于有限元分析的非线性程度有很大的提高，因此迭代计算所需的时间大量增加。

对淬火过程中材料应变的处理，尤其是塑性区的处理是淬火应力场分析的难点。如同本章 1.5 所述对应变和塑性区的处理如下：

总应变：

$$d\varepsilon_{ij}=d\varepsilon_{ij}^e+d\varepsilon_{ij}^p+d\varepsilon_{ij}^T+d\varepsilon_{ij}^m+d\varepsilon_{ij}^{tp} \tag{6.4-59}$$

弹性应变：

$$de_{ij}^e=\frac{1}{2G}dS_{ij}\text{即 }d\varepsilon_{ij}^e=\frac{1}{2G}d\sigma_{ij} \tag{6.4-60}$$

塑性应变：

$$de_{ij}^p=d\lambda dS_{ij}\text{即 }d\varepsilon_{ij}^p=\frac{3}{2H}\times\frac{d\sigma_i}{\sigma_i}\sigma_{ij} \tag{6.4-61}$$

热应变：

$$d\varepsilon_{ij}=\sum_{k=1}^{5}m_k\alpha_k(T)dT \tag{6.4-62}$$

相变应变：

$$d\varepsilon_{ij}^{tr}=\sum_{k=1}^{5}dV_k\beta_K{}^T \tag{6.4-63}$$

相变塑性应变：

$$d\varepsilon_{ij}^{tp}=3KS_{ij}(1-V)\Delta V \tag{6.4-64}$$

式中　$\beta_K^T=\beta_K^0+(\alpha_K-\alpha_A)T$

弹性应变、塑性应变和热应变在前面的推导中已经加入，下面研究相变应变和相变塑性应变的处理。组织转变时的比容变化引起的相变应变，其作用与由温度引起的热膨胀应力类似，是各向同性的，引起三个方向相同的应变，而对剪应力无影响，因此相当于计算热载荷是增加一项相变应变。

$$\Delta\{\varepsilon^{tr}\}^e=\beta\Delta V^e\begin{Bmatrix}1\\1\\1\end{Bmatrix} \tag{6.4-65}$$

因此，有相变发生时，应力计算时右列向量（式 6.4-48）修改为：

$$\Delta\{R_h\}^e=\int_{V^e}[B]^{eT}[D_{ep}](\Delta\{\varepsilon^{th}\}^e+\Delta\{\varepsilon^{tr}\}^e)dv \tag{6.4-66}$$

相变塑性应变是在相变发生时产生的低应力屈服，相当于在原来材料的屈服强度在发生相变时出现一个降低，加入一个额外的塑性变形。具体处理时，利用原有的热弹塑性有限元分析的格式，修正其弹塑性矩阵［D_{ep}］，将式中加工硬化指数 H 加入相变塑性应变项的影响。

由式 6.4-10 知，

$$H=\frac{d\bar{\sigma}}{d\bar{\varepsilon}^p} \tag{6.4-67}$$

考虑相变塑性应变，式（6.4-67）修正为：

$$H_e=\frac{\{\Delta\bar{\sigma}\}^e}{\{\Delta\bar{\varepsilon}^p\}^e+\{\Delta\varepsilon^{tp}\}^e} \tag{6.4-68}$$

相变塑性应变增量的求法如下：

$$\Delta\{\varepsilon^{tp}\}^e=3K(1-V_e)\Delta V^e\{S\}^e \tag{6.4-69}$$

式中，K 为应力状态的函数，并且不同的相变具有不同的值，在实际中应该通过实验测定。

在具体计算时，先计算本步长的热应变增量 $\{\Delta\varepsilon^{th}\}^e$ 和相变应变增量 $\{\Delta\varepsilon^{tr}\}^e$，由 $\{\Delta\varepsilon^{th}\}_e+\{\Delta\varepsilon^{tr}\}_e$ 计算等效应力增量 $\{\Delta\bar{\sigma}_i\}^e$，再由 $\{\Delta\bar{\sigma}_i\}^e$ 根据式（6.4-68）计算出相变

塑性应变 $\{\Delta\varepsilon^{tp}\}^e$，本步长的应变增量为 $\{\Delta\varepsilon^{th}\}^e+\{\Delta\varepsilon^{tr}\}^e+\{\Delta\varepsilon^{tp}\}^e$。根据式（6.4-68）修正加工硬化指数，即修正 $[D_{ep}]$，使有限元分析中加入相变塑性的影响。

3 淬火应力场的求解及边界条件

通常采用增量法求解弹塑性问题时，载荷是分为若干段，逐步加上的。不是在每一次加载后，所有单元都处于弹性或塑性状态，实际上是三种情况并存：

1）单元仍处于弹性状态，为弹性单元；

2）单元已处于塑性状态，为塑性单元；

3）单元在加载前处于弹性，而加载后处于塑性，为过渡单元。

对弹性单元

$$[k]^e=\int_{V^e}[B]^{eT}[D_e][B]^e\mathrm{d}v \tag{6.4-70}$$

$$[R_h]^e=\int_{V^e}[B]^{eT}[D_e][\varepsilon_T]^e\mathrm{d}v \tag{6.4-71}$$

对塑性单元

$$[k]^e=\int_{V^e}[B]^{eT}[D_{ep}][B]^e\mathrm{d}v \tag{6.4-72}$$

$$[R_h]^e=\int_{V^e}[B]^{eT}[D_{ep}][\varepsilon^{th}]^e\mathrm{d}v \tag{6.4-73}$$

对过渡单元，在建立单元刚度矩阵和热载荷矩阵时，用加权平均的弹塑性矩阵 $[\overline{D}_{ep}]$ 来代替弹性中的 $[D_e]$ 矩阵和塑性中的 $[D_{ep}]$ 矩阵，为此需要求出弹性和塑性部分各占的比例。

设 $\Delta\overline{\varepsilon}_s$ 为达到屈服所需的等效应变增量（或设 $\Delta\overline{\sigma}_s$ 为达到屈服时所需的等效应力增量），$\Delta\overline{\varepsilon}^e$ 为由此次加载引起的等效应变增量（$\Delta\overline{\sigma}^e$ 为此次加载引起的等效应力增量），即

$$\Delta\overline{\varepsilon}_s=\overline{\varepsilon}_s-\overline{\varepsilon}_{t-\Delta t}\qquad\Delta\overline{\varepsilon}^e=\overline{\varepsilon}_t-\overline{\varepsilon}_{t-\Delta t} \tag{6.4-74}$$

$$\text{或}\ \Delta\overline{\sigma}_s=\overline{\sigma}_s-\overline{\sigma}_{t-\Delta t}\qquad\Delta\overline{\sigma}^e=\overline{\sigma}_t-\overline{\sigma}_{t-\Delta t} \tag{6.4-75}$$

弹性部分所占的比例系数 m 则为

$$m=\frac{\Delta\overline{\varepsilon}_s}{\Delta\overline{\varepsilon}^e}\ \text{或}\ m=\frac{\Delta\overline{\sigma}_s}{\Delta\overline{\sigma}^e} \tag{6.4-76}$$

显然在过渡区域 $0<m<1$，定义

$[\overline{D}_{ep}]=m[D_e]+(1-m)[D_{ep}]$ 为加权平均弹塑性矩阵，对过渡单元

$$[k]^e=\int_{V^e}[B]^{eT}[\overline{D}_{ep}][B]^e\mathrm{d}v \tag{6.4-77}$$

$$[R_h]^e=\int_{V^e}[B]^{eT}[\overline{D}_{ep}][\varepsilon_T]^e\mathrm{d}v \tag{6.4-78}$$

增量法主要计算步骤如下。

1）确定每步的载荷增量，每次加载的载荷增量视具体情况灵活选择。载荷增量越小，迭代收敛越快，精度也越高，但总的计算步数要增加。反之，载荷增量过大，虽总的计算步数可大大减少，但每一步迭代收敛慢了，而且精度会受到一些影响。淬火应力场的热弹塑性问题中，载荷增量来源于前后两步之间的温度梯度和组织转变增量，要根据实际情况选择适当的时间步长 Δt，使该计算步内的温度梯度 ΔT 和组织转变增量 ΔV 在适当的范围内。

2）施加载荷增量 $\Delta\{R_h\}$。

3）根据前一时刻的应力水平和单元性质（弹性、塑性、过渡单元）分别形成单刚矩阵和单元热载荷向量 $[k]^e$ 和 $\Delta\{R_h\}^e$。

4）将单元刚度矩阵合成总刚度矩阵，单元载荷向量合成总的载荷向量：

$$[k]=\sum[k]^e\qquad\{R_h\}=\sum\{R_h\}^e \tag{6.4-79}$$

5）解方程组 $[k]\Delta\{\delta\}=\Delta\{R_h\}$，求解位移增量 $\Delta\{\delta\}$，进一步计算应变增量 $\Delta\{\varepsilon\}$ 和应力增量 $\Delta\{\sigma\}$：

$$\Delta\{\varepsilon\}=[B]\ \Delta\{\delta\} \tag{6.4-80}$$

$$\Delta\{\sigma\}=[D]\ \Delta\{\varepsilon\}=[D][B]\ \Delta\{\delta\} \tag{6.4-81}$$

式（6.4-81）中 $[D]$，要根据单元性质分别取，$[D_e]$ 对弹性单元，$[D_{ep}]$ 对塑性单元，$[\overline{D}_{ep}]$ 对过渡单元。

6）重复 3)、4)、5) 若干次，直到迭代后误差小于某极小值。

7）将位移。应力、应变增量叠加到加载前的水平上，即

$$\left.\begin{aligned}\{\delta\}_i&=\{\delta\}_{i-1}+\Delta\{\delta\}_i\\\{\varepsilon\}_i&=\{\varepsilon\}_{i-1}+\Delta\{\varepsilon\}_i\\\{\sigma\}_i&=\{\sigma\}_{i-1}+\Delta\{\sigma\}_i\end{aligned}\right\} \tag{6.4-82}$$

8）输出有关信息。

9）如还未加载到全部载荷，则回到步骤 2)，继续加载，否则计算终止。

一般力学分析中，所谓约束条件主要是工作载荷和支撑点反作用力等，在淬火过程中，工件一般不承受外力，体积力如重力等也略去不计，只考虑热应力作用，这时的约束条件多用位移表达。

例如对于轴对称工件，可以认为淬火过程中对称轴保持不变。这时的约束条件是，在坐标轴线上的节点在垂直于轴的方向上位移为零。如图 6.4-3 的冷轧辊中，设 x 轴方向的位移为 u，y 轴方向的位移为 v，则 x 轴线上的 i 点其 y 方向的位移 $v_i=0$，同样节点 j 的 x 方向的位移 $u_j=0$。

在不存在对称轴或者很难加位移边界条件的情况下，必须在工件的一些表面上加上模量很小的弹簧地基，这样既不会影响计算结果，同时又不会因为刚体位移的产生而使计算不收敛而终止。

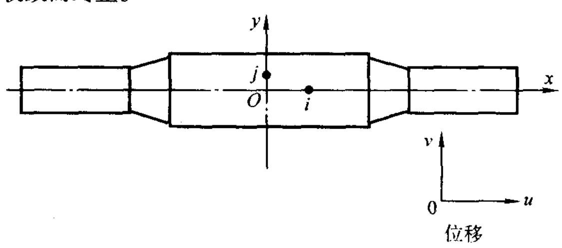


图 6.4-3 在轴线上位移约束条件

编写：顾剑锋（上海交通大学）
宋冬利（上海交通大学）

第5章　瞬态浓度场模拟与流场动力学模拟

1　化学热处理瞬态浓度场的数值模拟

对于一般的渗碳处理由于只涉及单相固溶体中的扩散，可以用拉普拉斯方程描述瞬态浓度场：

$$\frac{\partial^2 C}{\partial x^2}+\frac{\partial^2 C}{\partial y^2}+\frac{\partial^2 C}{\partial z^2}=\frac{1}{D}\frac{\partial C}{\partial t} \tag{6.5-1}$$

初始条件：$C|_{t=0}=C_0$

外边界条件：$\beta(C_g-C_s)=-D\frac{\partial C}{\partial x}$

内边界条件：$\frac{\partial C}{\partial n}=0$

式中，C 为碳浓度；t 为时间；D 为扩散系数；β 为表面反应的物质传递系数；C_s 为工件表面碳浓度；C_g 为气相碳势。

用数值法求解式（6.5-1），进行瞬态浓度场的计算机模拟，其算法和求解无内源的瞬态温度场是相同的。然而对于合金钢的渗氮和过饱和渗碳，在扩散过程中渗层内不断地析出第二相并且基体中的合金元素含量和扩散系数也不断改变，因此不能用式（6.5-1）描述，而应采用按活度计算的扩散方程。以一维为例

$$\frac{\partial}{\partial x}\left(D_a\frac{\partial a}{\partial x}\right)=\frac{\partial a}{\partial \tau} \tag{6.5-2}$$

式中，a 为扩散元素的活度；D_a 为按活度计算的扩散系数。

用实验方法测定一定成分的钢中渗入元素的活度系数，以及 D_a 与活度的关系就可以实现合金钢渗碳或渗氮过程瞬态浓度场的模拟。式（6.5-2）也可以较方便地应用于有相界推移的化学热处理过程的模拟。在大多数情况下，化学热处理渗层的厚度远小于工件的厚度，所以可视作一维瞬态浓度场，可用有限差分法求解、其算法和前面所述的一维无内热源温度场的算法一致，在现有文献中已做过详细讨论。对于形状复杂的零件的渗层浓度分布则需要用有限元法求解，如图 6.5-1 所示。

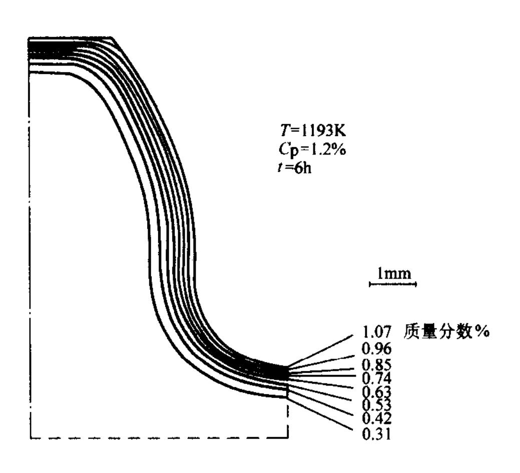


图 6.5-1　齿轮表面渗碳层碳浓度分布的计算机模拟

气体渗碳或气体渗氮的计算机模拟已相当成熟，并大量应用于实际生产。主要有以下几方面。

1）预测渗层浓度变化曲线　在已知钢中碳活度系数、扩散系数、表面反应物质传递系数的情况下，根据炉温和气相碳势随时间而变化的情况准确预测渗层中的浓度分布曲线。

2）反求扩散系数、传递系数和活度系数　应用化学热处理数学模型，输入实测的渗层浓度分布曲线及其工艺参数[炉温与气相碳（氮）势的工艺曲线]，然后将不同 D，β 值代人式（6.5-1）或式（6.5-2）中进行计算机模拟，经过试探和逐步逼近，求出与实测浓度分布曲线相符的 D 和 β 值。

3）气体渗碳（或渗氮）工艺的计算机辅助设计　在气体渗碳计算机模拟技术中采用非线性模型，将炉温、碳势、传递系数、扩散系数都作为时间的函数，就可以模拟真实的渗碳过程，例如计算机模拟可以对工件入炉后的初期阶段的炉温、碳势逐渐升高的过程，在渗碳后期由强渗阶段向扩散阶段过渡时碳势、传递系数逐步变化的过程，在降温阶段中扩散系数和传递系数逐步变化的过程等进行模拟，正确描述实际渗碳过程中各个阶段瞬态浓度场的变化规律，作为正确制订渗碳工艺的依据，实现气体渗碳工艺的计算机辅助设计。

2　流场动力学模拟

工件与周围介质的换热系数以及化学热处理的表面反应传递系数都是其周围气体流速与压力的函数。近年来在热处理数值模拟中陆续引入流场动力学模拟，对于柱坐标系，描述流场的偏微分方程为

$$\frac{\partial(\rho\mu\phi)}{\partial z}+\frac{1}{r}\frac{\partial}{\partial r}(\rho\mu\phi)-\frac{\partial}{\partial z}\left(\Gamma_\phi\frac{\partial\phi}{\partial r}\right)-\frac{1}{r}\frac{\partial}{\partial r}\left(\Gamma_\phi\frac{\partial\phi}{\partial z}\right)=S_\phi \tag{6.5-3}$$

式中，ϕ 为通用变量；ρ 为流体密度；μ 为流体的粘度；Γ_ϕ 为扩散系数；S_ϕ 为变量源。

$\phi=1$，$\Gamma_\phi=S_\phi=0$ 得连续方程；

ϕ 为轴向速度 V_z，$\Gamma_\phi=\mu$，$S_\phi=-\frac{\partial\phi}{\partial z}$ 得轴向动量方程；

ϕ 为径向速度 V_r，$\Gamma_\phi=\mu$，$S_\phi=-\frac{\partial\phi}{\partial R}-\mu\frac{V_r}{r^2}+\rho\frac{V_r^2}{r}$ 得径向动量方程；

ϕ 为切向速度 V_θ，$\Gamma_\phi=\mu$，$S_\phi=V_\theta\left(\frac{\rho V_r}{r}+\frac{\mu}{r^2}\right)$ 得切向动量方程。

联立求解上述方程得各速度矢量，上述各方程可以用有限元或有限元差分法求解。通过气体渗碳炉的流场动力学模拟，并参考模拟结果设计特大型气体渗碳炉，保证了温度均匀性和 ϕ3 200 齿轮的渗碳均匀性。根据有关文献报道，流场动力学模拟用于淬火槽及其搅拌系统设计和高压气淬的模拟，均取得很好效果。

图 6.5-2 是 20 世纪末亚洲最大、世界上罕见的特大型气体渗碳炉，设计制造中的难点是如何保证炉内气体流动的合理性和温度均匀性。应用流体力学计算机模拟研究风机的参数、风机的位置、炉膛的结构（包括导风筒、导流罩）和尺寸、工件安放位置等因素对于炉内气体流动的影响，完成了合理的设计，也指出了国外几个著名的电炉厂商所提供的方案中存在的问题，改由国内自行制造，造价降低 1 100 万元，已建成投产。实测的炉温均匀性为 ±3.5℃，优于国家标准中最高级别规定的要求（≤±5℃）。已处理工件几百吨全部合格，包括用于福建水口的升船机齿轮，其直径达到

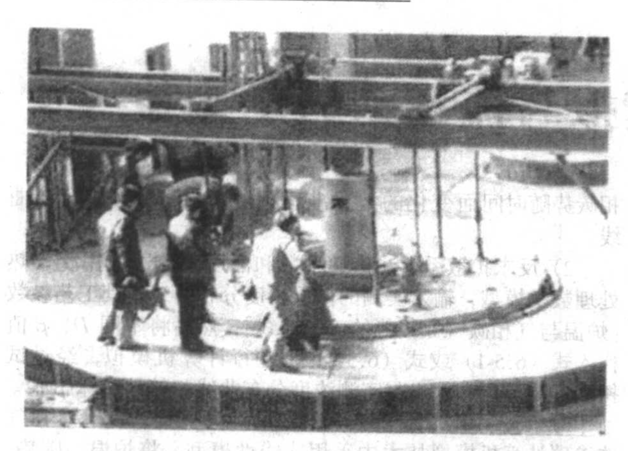


图 6.5-2 洛阳矿山机器厂特大型井式气体渗碳炉

ϕ2 800 mm，是当时我国直径最大的渗碳齿轮，以及 300 t 拔管机，特大型轧钢机等主减速器齿轮，满足了多项国家重点工程的急需。

淬火冷却水槽的流体力学模拟研究（图）用于淬火槽结构和搅拌系统的计算机辅助设计，对于提高淬火冷却的均匀性有重大作用。此外，国际上已将流体力学模拟作为高压气淬设备 CAD 的核心技术，取得良好效果。

编写：潘健生（上海交通大学）

第6章 应 用 实 例

1 阶梯轴加热 CAE

某厂 ϕ380 mm 阶梯轴，淬火加热用 3 m×6 m 台车式煤气炉加热，原工艺的总加热时间超过 20 h。用数值模拟方法进行计算机辅助工程分析（CAE)，以求优化加热规范，缩短加热时间，为此，有必要对所采用的数学模型和计算机模拟软件进行实验验证。

1.1 三维温度场计算机模拟的实验验证

实验分别在盐浴炉、箱式炉和 3 m×6 m 台式煤气炉中进行，试样材料为 45 和 40Cr 钢，尺寸为 40 mm×40 mm×90 mm长方体和 ϕ380 mm×1 750 mm 阶梯轴。从试样表面钻孔至待测点位置，用电容放电法将热电偶电焊于孔底或将铠装热电偶顶端嵌入小铜套中与孔底紧配。

先在四种不同加热炉中进行过 20 炉次测定，工件形状有长方体、轴、阶梯轴和圆筒。升温曲线的计算值与实测值均吻合良好（见图 6.6-1 和图 6.6-2)。故可认为所采用的三维瞬态温度场与相变场耦合的数学模型是正确的，相应的软件已具有实用价值。

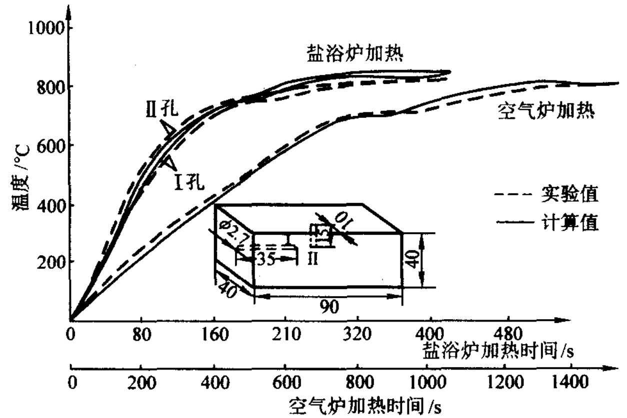


图 6.6-1 长方体工件在盐浴炉及箱式炉中加热升温曲线计算值与实测值比较（45 钢，加热温度 850℃)

1.2 优化加热工艺的 CAD 技术

在三维瞬态温度场计算的基础上实现了优化加热工艺的计算机辅助设计。40Cr 钢 ϕ380 mm×1 750 mm 阶梯轴，在 3 m×6 m 煤气炉中加热，原工艺采用 550℃进炉，650℃均温 2 h。后以 25℃/h 升温至 850℃，待工件表面到温后，均温 3.5 h。总加热时间超过 20 h。这种工件虽然对称，但实际生产条件下各处受热不均，处于不对称的加热状态，所以需采用三维温度场软件计算。计算结果表明：取消 650℃中间保温，工件最大温差仍然不太大，不会发生加热开裂等不良后果，总加热时间可缩短到 17 h。计算结果由实验证实（图 6.6-3)。并预示有可能进一步提高加热速度。于是设计了六种工艺方案（图 6.6-4)，进行温度场的模拟计算，并对其中之一进行试验验证（图 6.6-5)。六种工艺的效果如表 6.6-1 所示，其中工艺 6 加热时间最短（图 6.6-6a）表面和心部温差的峰值约为 60～70℃，角点与心部温差也只有120～130℃（图 6.6-6b)，仍比允许值小得多，因而是可行的，达到了用 CAE 优化阶梯轴加热工艺的目的，已应用于生产。

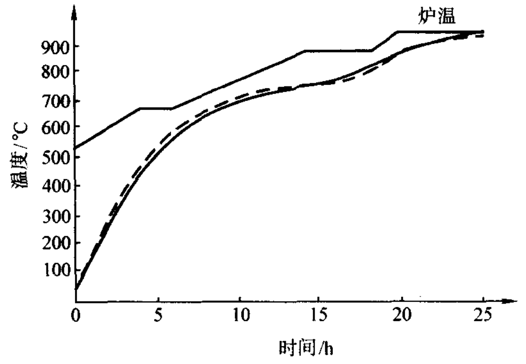


图 6.6-2 ϕ380 mm×1 750 mm 小阶梯轴在 3 m×6 m 煤气炉中加热，心部升温曲线与实测结果比较（40Cr 钢）

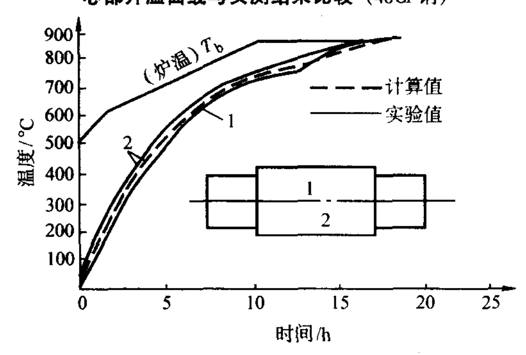


图 6.6-3 ϕ380 mm×1 750 mm 阶梯轴取消 650℃中间保温的计算结果与实测结果

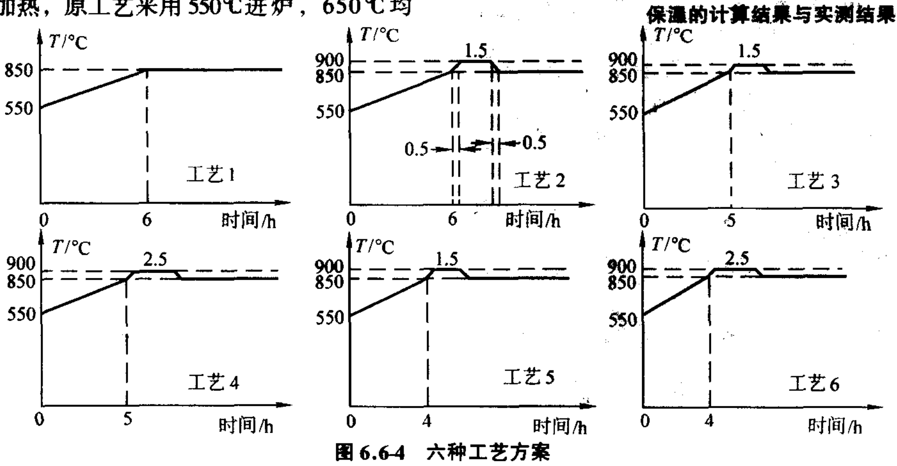


图 6.6-4 六种工艺方案

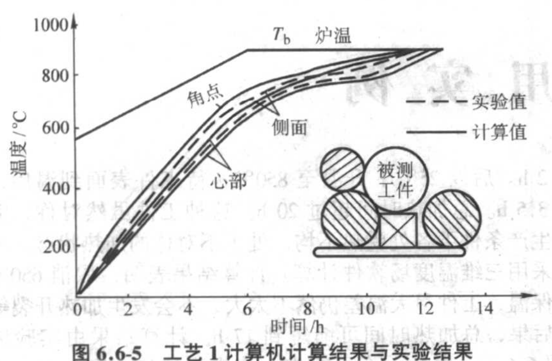
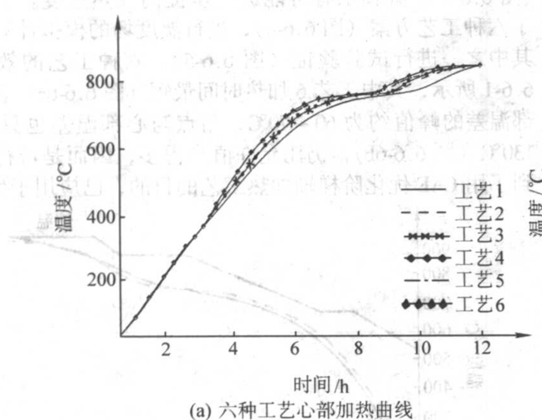


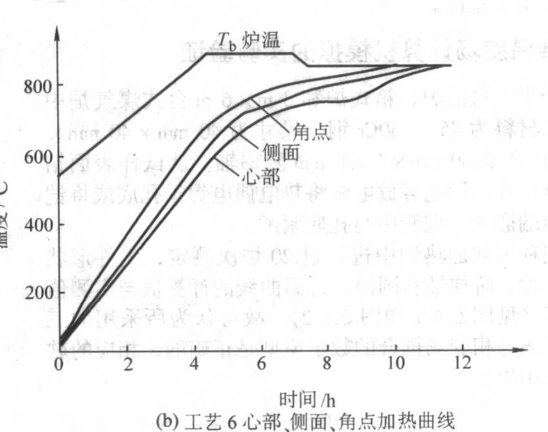
图 6.6-5　工艺 1 计算机计算结果与实验结果

表 6.6-1　六种不同工艺的效果

工艺	原工艺	后工艺取消650℃中间保温	工艺1	工艺2	工艺3	工艺4	工艺5	工艺6
心部到温时间/h	>20	17	12.25	11.75	11.67	11.25	11.25	11.00
工艺缩短效果/h	—	3	9.75	10.25	10.33	10.75	10.75	11.00



(a) 六种工艺心部加热曲线



(b) 工艺 6 心部、侧面、角点加热曲线

图 6.6-6　不同工艺的模拟结果

2　高硬冷轧辊淬火工艺 CAE

高硬冷轧辊形状与尺寸如图 6.6-7 所示，要求淬火后的辊身硬度≥62HRC 并希望在表层形成压应力层，用油淬火则轧身硬度还达到技术要求，采用水淬则易淬裂。

应用温度-相变-应力应变三者耦合的模型进行高硬冷轧辊淬火的计算机模拟，对不同淬火介质冷却过程中的组织和应力应变过程进行分析，发现选用“三硝水溶液”（25% $NaNO_3$，20% $NaNO_2$，20% KNO_3，35% H_2O）淬火后能获得合适的组织分布（图 6.6-8～图 6.6-10）。中间剖面上各点淬火冷却曲线如（图 6.6-11 和图 6.6-12）所示。

由图 6.6-13 可以看出在用三硝水溶液淬火冷却过程中内应力的变化，在淬火过程中应力没有超过强度极限，而且在淬火后在表面层和次表面形成压应力，有利于提高轧辊的接触疲劳抗力（图 6.6-13 和图 6.6-14）。

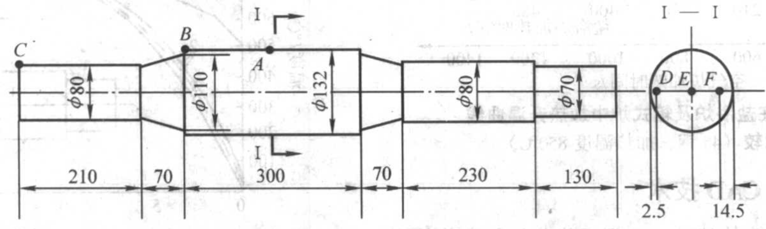


图 6.6-7　高硬冷轧辊

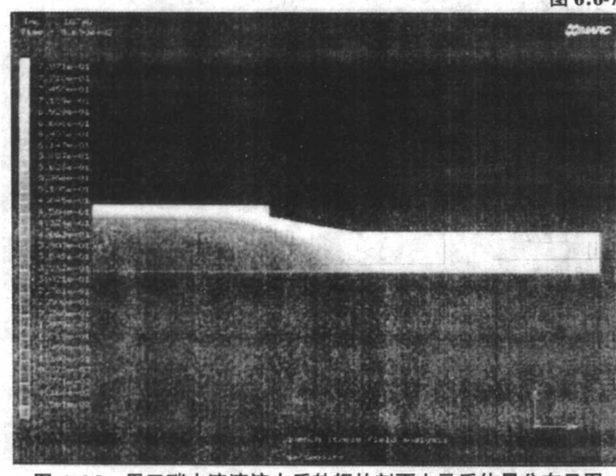


图 6.6-8　用三硝水溶液淬火后轧辊的剖面上马氏体量分布云图

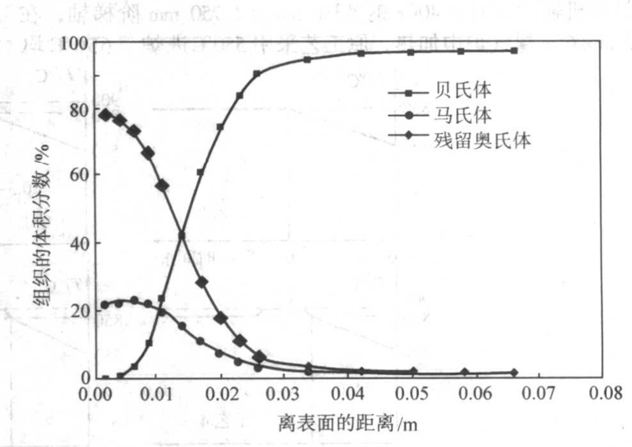
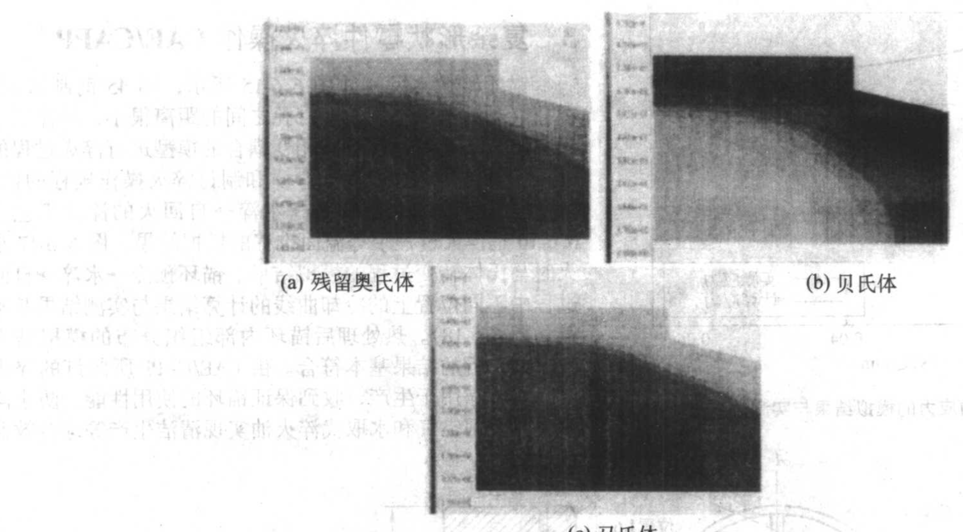


图 6.6-9　用三硝水溶液淬火后高硬冷轧辊中截面上组织分布


(a) 残留奥氏体　　(b) 贝氏体

(c) 马氏体

图 6.6-10 高硬冷轧辊中截面上组织分布云图

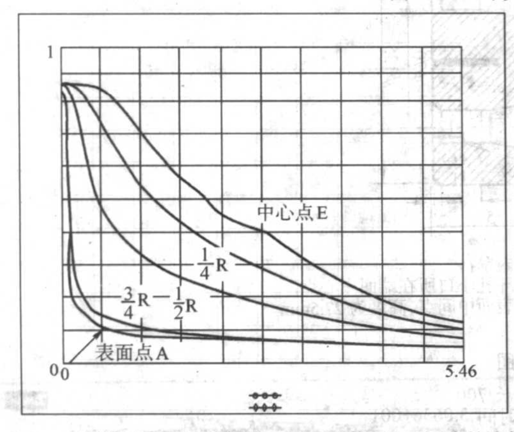


图 6.6-11 冷轧辊在三硝水溶液淬火过程中截面上不同点的冷却曲线

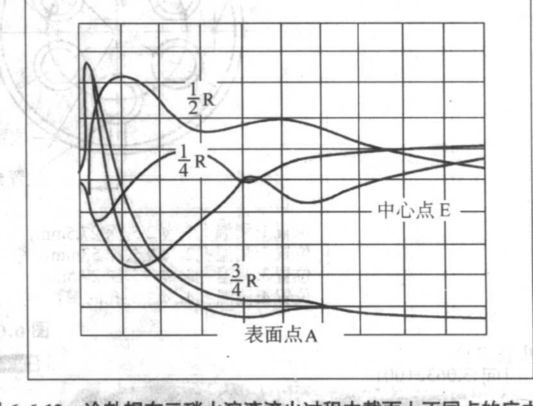
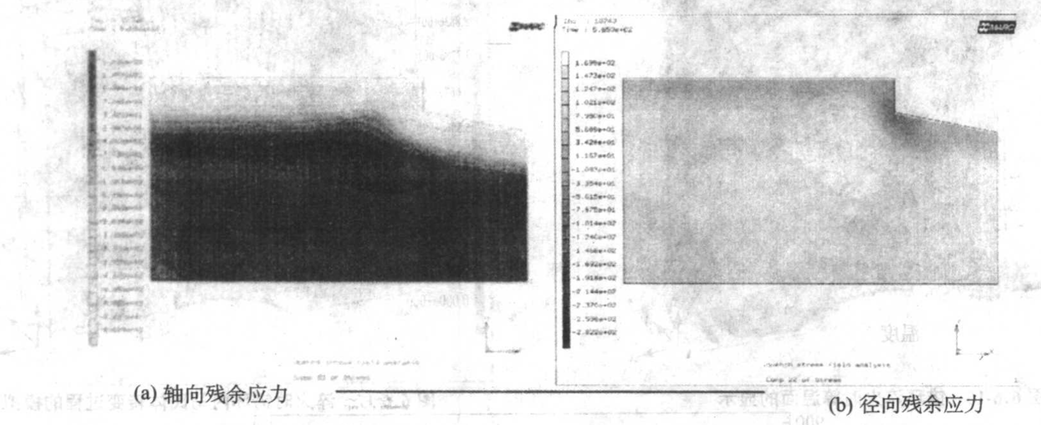


图 6.6-12 冷轧辊在三硝水溶液淬火过程中截面上不同点的应力变化


(a) 轴向残余应力　　(b) 径向残余应力

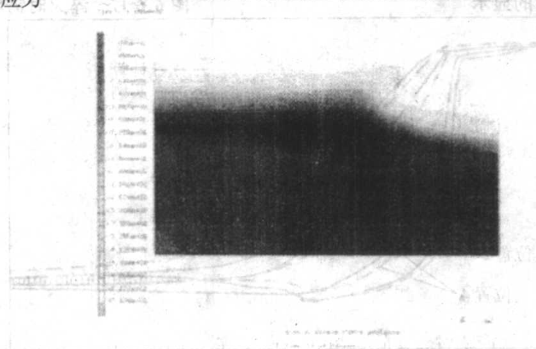

(c) 切向残余应力

图 6.6-13 冷轧辊在三硝水溶液中淬火后残余应力场的云图

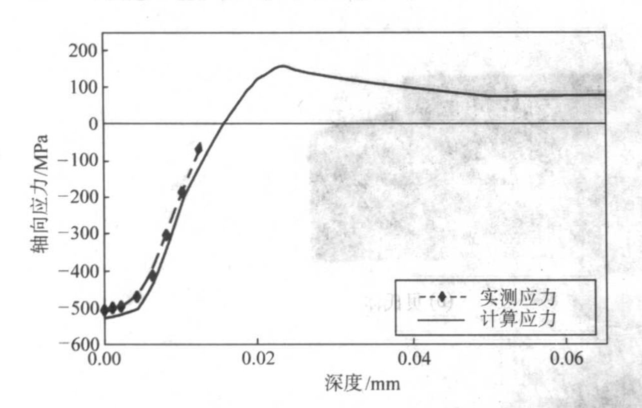


图 6.6-14　冷轧辊淬火后的应力的模拟结果与实测值的比较

3　复杂形状零件淬火操作 CAE/CAPP

锚环形状、尺寸如图 6.6-15 所示，用 45 钢制造要求，内孔有足够高的硬度，但二孔之间的距离很小，易淬裂。应用第三章所述的温度场与相变耦合的模型进行淬火过程的计算机模拟，作为选用冷却介质和制订淬火操作规程的依据，从不同的方案中选出预冷→水淬→自回火的淬火工艺。图 6.6-16 是淬火过程中等温面推移的模拟结果。图 6.6-17 是淬火时马氏体转变过程的模拟结果。锚环预冷→水淬→自回火过程中不同位置上的冷却曲线的计算结果与实测结果基本相符（图 6.6-18）。热处理后锚环内部组织分布的模拟结果也与解剖分析的结果基本符合。由 CAE/CAPP 所制订的淬火操作规程已应用于生产，收到保证锚环的使用性能，防止淬火开裂以及用空气和水取代淬火油实现清洁生产等综合效益。

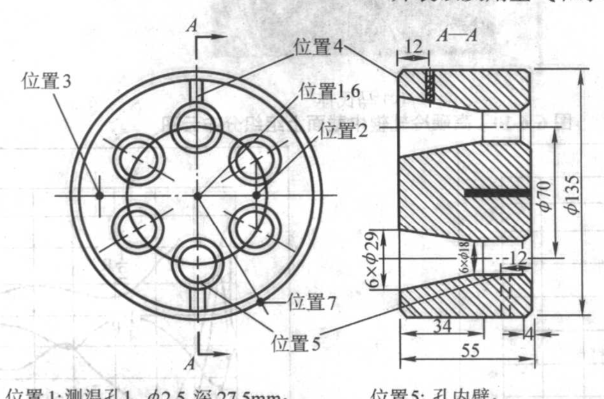


图 6.6-15　锚环零件图

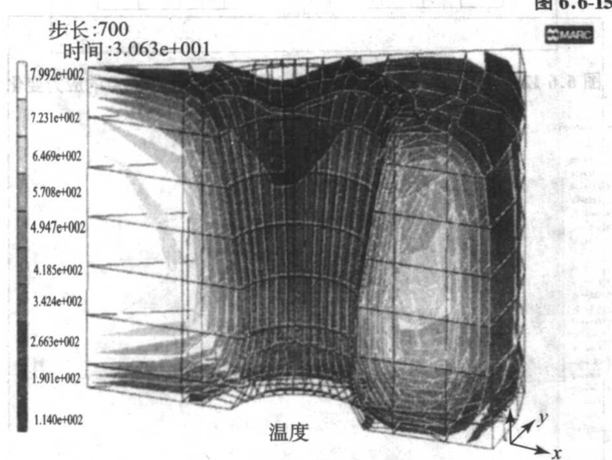


图 6.6-16　锚环淬火时等温面的显示

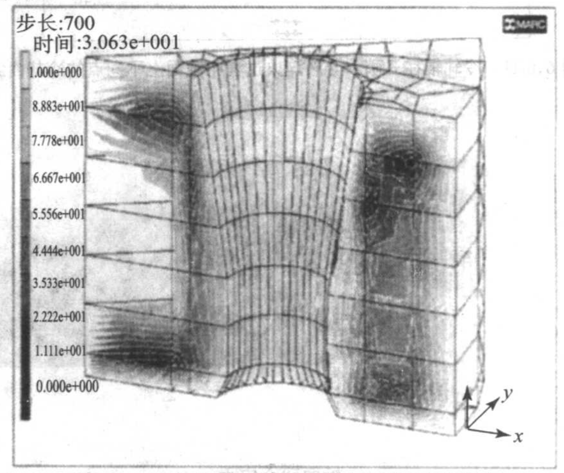


图 6.6-17　淬火时锚环内马氏体转变过程的模拟

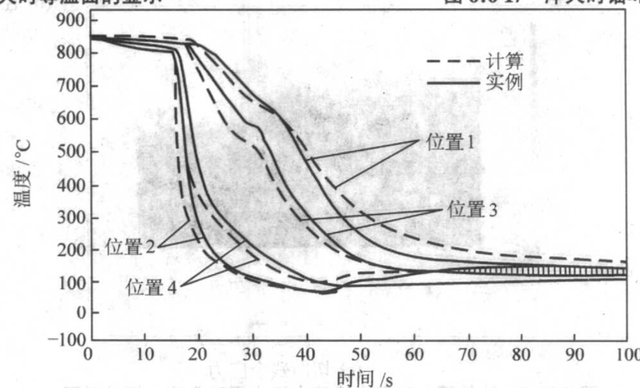


图 6.6-18　复杂淬火操作过程中（预冷→浸液→自回火）锚环内不同位置的冷却曲线模拟结果与实测结果

4　曲轴渗氮畸变控制 CAE

用 35CrMo 钢制造的大马力高速柴油机曲轴，总长 2.4 m，精加工后进行渗氮处理。造成渗氮畸变的主要原因是在渗氮温度下停留 50 h 而产生蠕变。采用计算机模拟自重所造成的应力场及其与曲轴的装炉方式及支承点位置之间的关系，从而预测曲轴渗氮后的畸变（6.6-19），为确定合理的装炉方法提供了依据。研究结果已应用于生产，曲轴渗氮后的弯曲畸变控制在 0.08 mm 之内，满足了技术指标的要求。

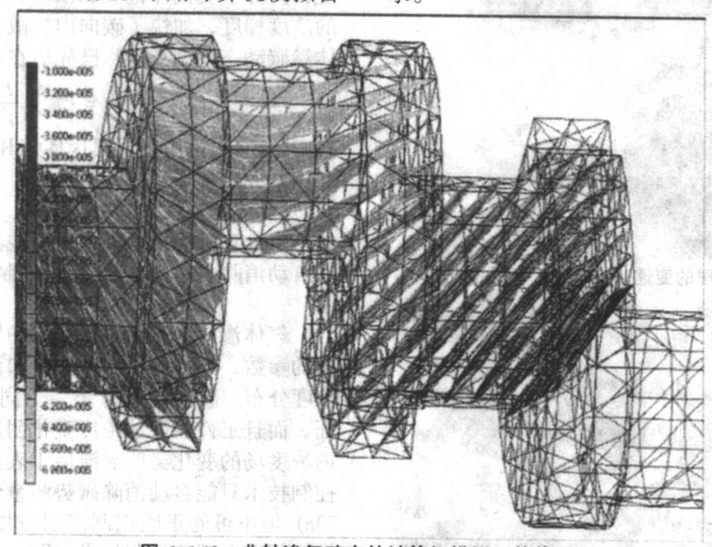


图 6.6-19　曲轴渗氮畸变的计算机模拟（等值面）

5　气体渗碳 CAE/CAPP/CAM

应用第 5 章所述的计算机模拟方法，针对零件的使用要求对渗碳过程进行分析，在此基础上优选气体渗碳工艺规程。

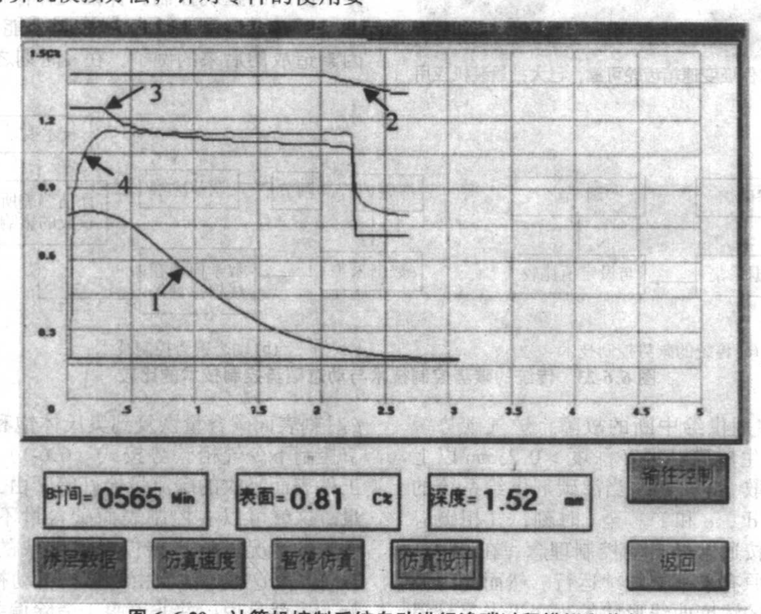


图 6.6-20　计算机控制系统自动进行渗碳过程模拟和优化

图 6.6-20 中的曲线 1 是齿轮获得最大承载能力的渗碳层浓度分布曲线。为了获得这种带有平台（或微凸型）的浓度分布曲线必须准确掌握开始降碳势的时间。如果过早降低碳势（即扩散阶段时间过长）将得到下凹型的浓度分布，使次表层强度下降。反之如果过迟降低碳势则次表层的碳浓度偏高，渗层脆性增大。这两种情况都降低齿轮的承载能力。例如高速重载变速箱齿轮（4 600 kW，6 000 r/min）采用传统的“二段式渗碳”工艺，凭经验决定开始降碳势的时间，很难保证获得理想的浓度分布。以致于多次发生齿面接触疲劳、断齿，甚至齿轮碎块砸破箱体飞出的严重事故（图 6.6-21）为了提高重载高速齿轮的可靠性，进行渗碳过程计算机模拟。考虑到扩散阶段的碳势降低速度和降温速度都影响渗碳层浓度分布的变化，因此采用非线性瞬态浓度场数学模型针对该厂所采用的渗碳设备的具体工况进行模拟。用虚拟生产方法研究开始降碳势的时间对渗层浓度分布曲线的影响。从而确定恰好获得微凸型的渗碳层浓度分布的工艺，如图 6.6-20 所示。其中曲线 2 是温度变化曲线，曲线 3 是气相碳势分布曲线，曲线 4 是工件表面碳含量随时间变化曲线。将基于计算机模拟的气体渗碳 CAE 软件与工艺过程实时控制软件相结合，实现了无纸化生产。采用这种气体渗碳自动化智能控制技术之后，提高了齿轮的承载能力和可靠性，已大批量装机投放市场。十几年以来再也没有发生过高速重载齿轮损坏事故（图 6.6-22）。

从图 6.6-20 的曲线可以看出，基于计算机模拟所确定

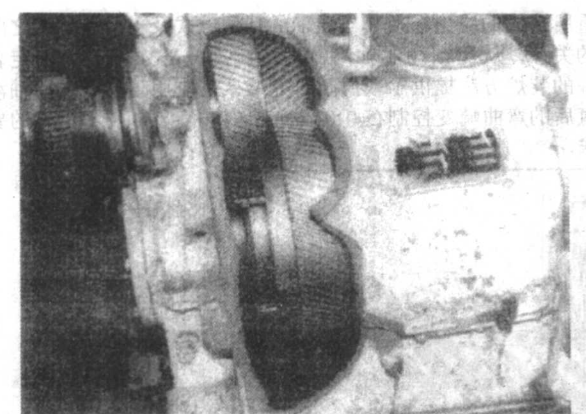


图 6.6-21　用传统工艺处理的变速箱运行时的损坏情况

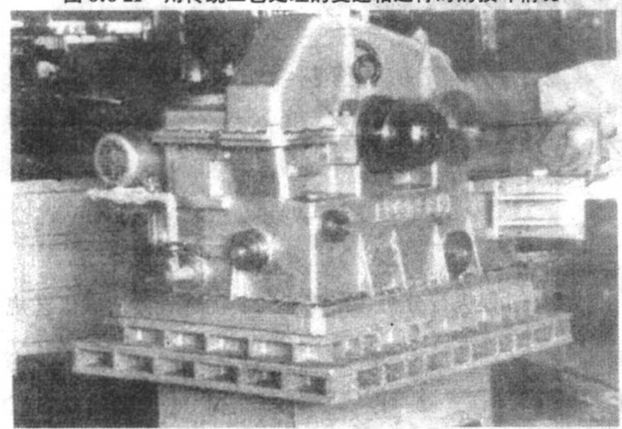


图 6.6-22　用动态碳势控制技术保证变速箱齿轮可靠，已大批量装机应用

的气体渗碳工艺与一般的“强渗-扩散二段式”工艺的另一个不同点在于，在渗碳的初期可以采用更高的碳势使表面碳浓度迅速提高，当表面碳浓度达到奥氏体饱和浓度之后，气相碳势按式（6.6-1）逐步下降，使工件表面碳浓度保持不变，并等于奥氏体饱和碳浓度。从而使渗层中保持尽可能大的浓度梯度，加快了碳向内扩散，缩短了渗碳时间。称为气体渗碳动态控制技术，已先后在几十家工厂推广应用。

$$C_g = C_{饱} + \frac{D}{\beta}\left(\frac{\partial C}{\partial n}\right) \tag{6.6-1}$$

式中，$C_{饱}$ 为该温度下奥氏体饱和碳浓度。

6　气体渗碳 CAE/CAM

将计算机模拟软件与实时控制软件融合在一起，开发成功自动消除偏差影响的智能控制技术。称动态碳势控制技术。

气体渗碳和气体渗氮是以炉气的碳势或氮势作为调节控制的参数，还不可能实时测量和调节工件表面的浓度和渗层浓度分布。碳势（或氮势，下同）本身就带有大滞后的特征，而且工件表面的浓度变化明显滞后于炉气的变化，渗层内浓度场的变化又明显滞后于表面浓度的变化。通用的自动控制技术只能自动消除碳势测量值与设定值的偏差（图 6.6-23a）但不可能正确控制渗层浓度分布。采用数学模型在线模拟的动态碳势控制技术（图 6.6-23b），并不是以消除碳势的偏差值为目标，而是实时计算出浓度分布曲线的实际变化，作出纠正偏差所造成的影响的决策，从而实现渗层浓度分布曲线的正确控制，保证气体渗碳质量的重现性。

图 6.6-24 是一个气体渗碳智能 CAM 系统自动消除偶然因素造成的后果的例子，在 a 时刻之前处于正常的控制状态，

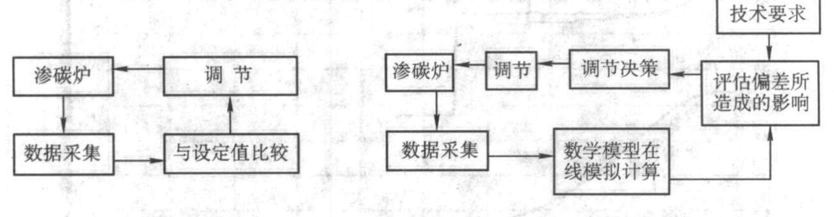
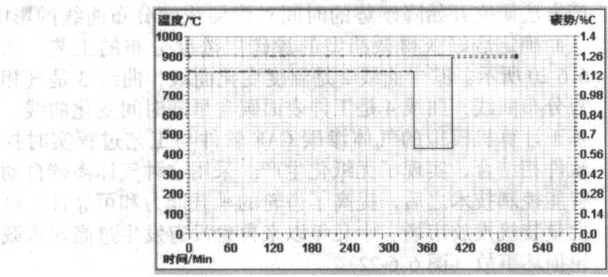


图 6.6-23　传统的碳势控制技术与动态碳势控制技术的比较

在 b，c 和 d 时刻出现渗碳剂供给中断的故障，炉气碳势缓慢下降，并使渗层表面发生脱碳。但在深度 > 0.25mm 以上的渗层中，碳继续向内扩散（b 和 c）。当渗碳剂供给系统的故障消除之后碳势回升（d，e 和 f）。至 f 时刻，气相碳势已回复到原来的设定值。按通常的自动控制理念，在 f 时刻之后应使气相碳势保持在原有水平上继续运行。然而此时偏差虽被消除，偏差所造成的浓度曲线形状的改变仍未完全消除。计算机系统根据实时在线模拟结果作出判断，此时表面碳含量只恢复到 0.98%C，低于奥氏体饱和浓度。于是智能控制系统令气相碳势继续上升，使表面碳含量尽快提高。在 g 时刻表面碳含量恢复到奥氏体饱和浓度。此后在计算机调节控制下令气相碳势按式（6.6-1）逐步下降，使每一时刻工件表面吸收的碳流量恰好等于由工件表面向内扩散的碳流量。这就可以在控制表面碳含量不变（而不是气相碳势不变）的情况下使得碳以尽可能快的速度向内扩散（图 6.6-24h）。用这种方法，由计算机自动补偿偏差对渗碳后果的影响，也就是说，并非着眼于消除偏差，而是着重于消除偏差所引起的后果，使得随后的渗碳过程处于事实上的最优状态，保证渗碳质量的重现性。



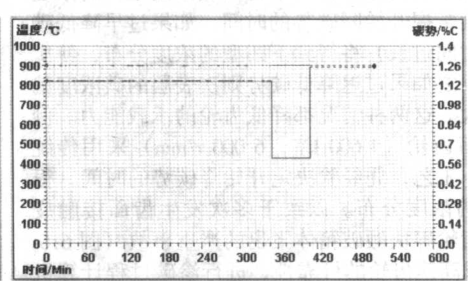


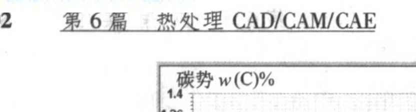
图 6.6-24　气体渗碳 CAM 技术自动消除偏差所引起的后果

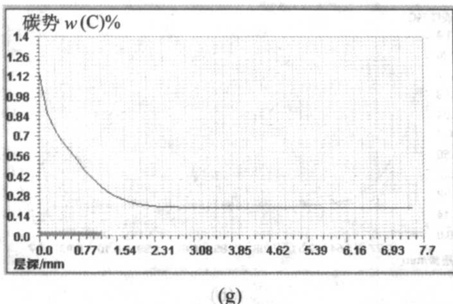
(a)　(b)

(c)　(d)

(e)　(f)

续图 6.6-24





(g) (h)

续图 6.6-24

应用上述成果开发成功智能型密封箱式炉生产线，具有自动设计优化工艺，自动完成过程控制，自动消除偏差的影响，确保渗碳质量，缩短工艺时间等功能。首条生产线安装于浙江汽车齿轮箱厂，至今已正常运行五年，处理齿轮约5 000炉，质量全部合格，明显提高了热处理质量，并且每炉渗碳时间由6.5 h缩短到5.75 h。

7 基于计算机模拟的动态可控渗氮技术

气体渗氮是一种偏离平衡状态甚远的过程，表面反应速度是制约气体渗氮过程的主要因素。传统的以化学平衡概念为依据的氮势定值控制或分段定值控制的渗氮方法，很难准确控制渗氮层的浓度和性能。如果为了降低渗氮层脆性而降低氮势的设定值，将会明显降低渗氮速度和有效硬化层深度，反之若采用较高的氮势设定值，则因渗氮层脆性过大而影响工件使用效果。

应用计算机模拟技术可以设计合理的动态可控渗氮工艺。在初期采用尽可能高的氮势，使表面氮浓度迅速提高到α-Fe的饱和浓度（图6.6-25中的曲线a），然后按下式令氮势由高到低连续变化

$$a_g = a_s^c + \frac{D}{\beta}\left(\frac{\partial C}{\partial n}\right) \tag{6.6-2}$$

式中，a_g 为气相氮活度；a_s^c 为临界活度。

使得在其后的整个渗氮过程中表面氮浓度始终保持在临界值（图6.6-25b）从而达到正确控制渗层表面氮浓度，又可以保持尽可能高的渗氮速度。

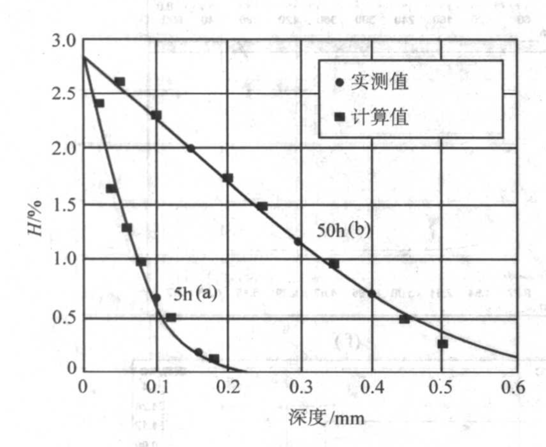


图 6.6-25 38CrMoAl 510℃动态可控渗氮的浓度分布曲线

动态可控渗氮技术明显提高了渗层的性能和工件使用寿命与可靠性，已在舰用大马力柴油机活塞销、缸套、齿轮及注塑机零件上推广应用，取得良好效果，例如船用双圆弧齿轮（图6.6-26）的负荷系数 K 达到735 MPa，比普通渗氮提高25%。

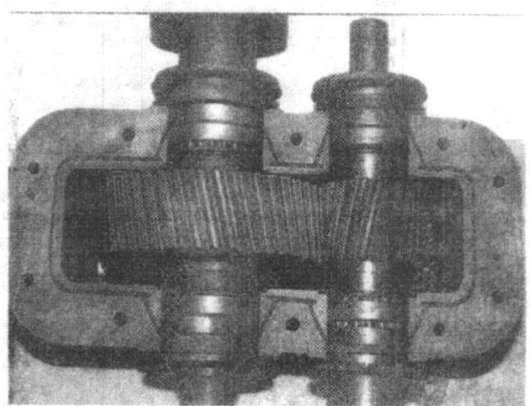


图 6.6-26 采用动态可控渗氮处理的船用减速箱双圆弧齿轮

8 热处理设备的智能 CAD

以非稳态温度场和流体力学计算机模拟为基础，在虚拟现实的环境下进行热处理设备的计算机辅助设计，提高炉温均匀性/气氛均匀性和节能效果。

图6.6-27是20世纪末亚洲最大，世界罕见的特大型气体渗碳炉，设计制造的难点是如何保证炉内气体流动的合理性和炉温均匀性，籍助于流体力学模拟（图6.6-28）和温度场模拟（图6.6-29）进行炉膛结构与炉衬的设计。该炉建成后一次调试投产成功，实测炉温均匀性优于国标中最高级别的规定，解决了大型水利枢纽升船机主变速箱齿轮和300 t拔管机变速箱齿轮制造等国家重点工程急需。

流体力学模拟在淬火槽的设计中应用已有成功例子，从模拟结果可以看出正确进行淬火槽搅拌系统和导流板对改进淬火介质流动的均匀性有重要作用。图6.6-30a是无导流板的状况，图6.6-30b表明设置导流板改善了流场的均匀性，图6.6-30c是经过改进的导流板设计使均匀性进一步改进。

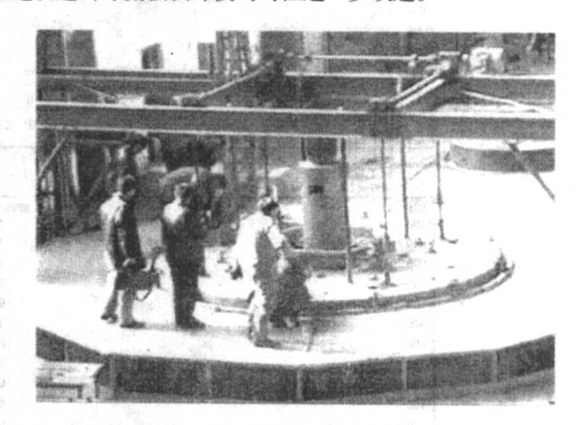


图 6.6-27 洛阳矿山机器厂特大型渗碳炉投入使用

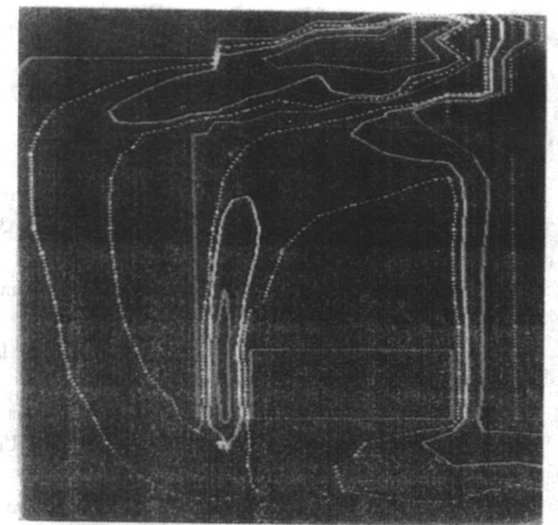
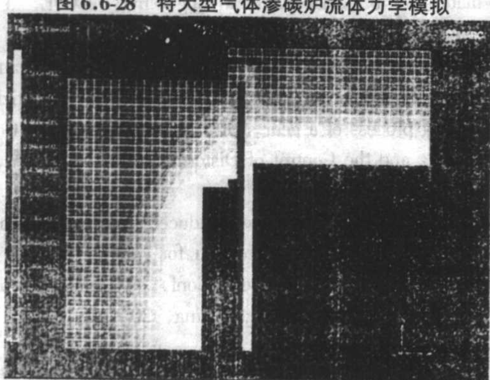


图 6.6-28 特大型气体渗碳炉流体力学模拟


(a) 上区

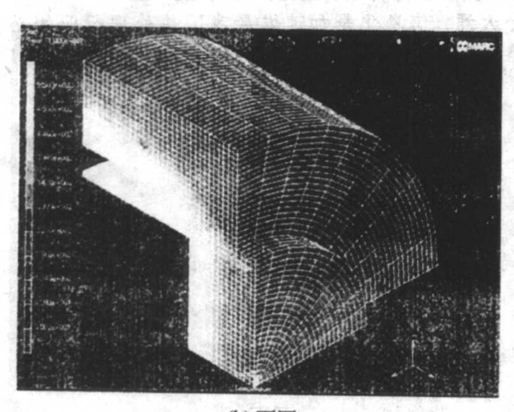
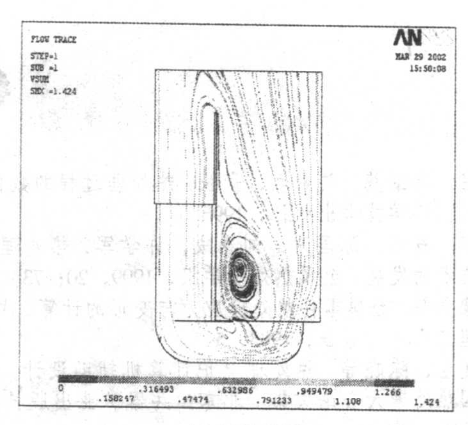
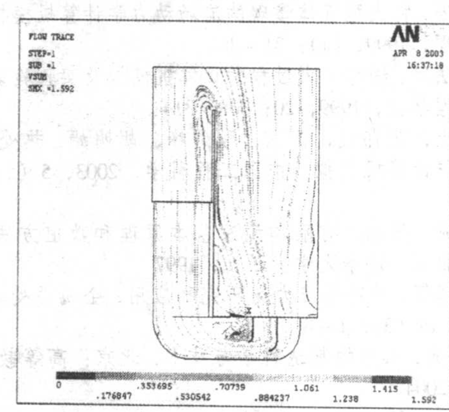

(b) 下区

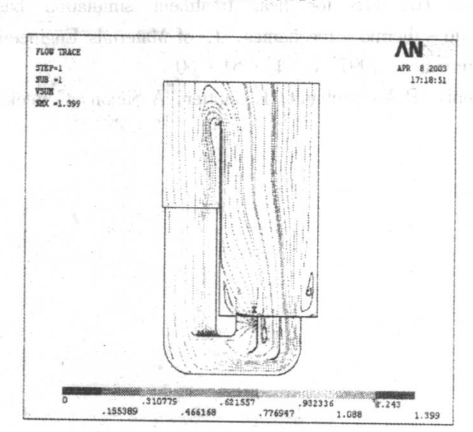
图 6.6-29 特大型气体渗碳炉炉衬温度分布的模拟



(a) 无导流板



(b) 设置导流板



(c) 改进导流板后的流速分布

图 6.6-30 淬火槽流体力学模拟

编写：潘健生（上海交通大学）
顾剑锋（上海交通大学）
宋冬利（上海交通大学）

参考文献

1 刘庄，吴肇基，吴景之，张毅．热处理过程的数值模拟．北京：科学技术出版社，1996

2 刘庄，石伟，陈国学，刘春成，许学军．热处理数值模拟技术的发展．金属热处理学报，1999，20：73～77

3 沈豫立等．金属零件热处理应力与变形的计算．武汉：华中理工大学出版社，1993．5

4 潘健生，陈晓等．热处理电炉计算机辅助设计，第六届全国热处理大会论文集．北京：兵器工业出版社，1995，9：358～361

5 阮冬等．特大型气体渗碳的流场动力学计算机模拟．金属热处理，1999，(1)：31～40

6 沈甫法等．锚环淬火过程的计算机模拟及实验验证．金属热处理学报，1999，20：308～314

7 潘健生，张伟民，田东，顾剑锋，胡明娟．热处理数学模型与计算机模拟．中国工程科学，2003，5（5）：47～54

8 王勖成，邵敏．有限单元法基本原理和数值方法．第二版．北京：清华大学出版社，1997

9 邹壮辉等．淬冷热应力场研究和应用．金属热处理学报，1993，14（3）：1～8

10 柳百成．未来的制造科学与技术．北京：高等教育出版社，2004

11 T Inoue，K Arimoto．Development and implementation of CAE system HEARTS for heat treatment simulation based on metallo－thermo－mechanics．J．of Materials Engineering and Performance，1997，6（1）：51～60

12 S Denis，P Archambault，E Gautier，A Simon，G Beck．Phase transformations and generation of heat treatment residual stresses in metallic alloys，Materials Science Forum，2000，347－349：184－198．

13 T Inoue．A cooperative activity on quenching process simulation．材料热处理学报，2004，25（5）：28～34

14 Xu X J．Numerical simulation of quenching process for large forgings．Dissertation of Tsinghua University，1998

15 T Inoue et al．Process modeling for heat treatment：current status and future developments．J．Shanghai JiaoTong Unvi，2000E－5（1）：14－25

16 L L Meekisho，X Chen．Computer modeling：an important tool in materials．J．Shanghai JiaoTong Unvi，2000E，5（1）：26－34

17 Ju Dongying，ITO Yousuke，Inoue Tatsuo．Simulation and verification of residual stresses and distortion in carburizing－quenching process of a gear shaft．Proc．Of 4th Inter．Conf．on Quenching and the Control of Distortion，Beijing，china，20～23，May，2003：291～296

18 Shi Wei et al．Model of stress－induced transformation and development of a simulation program for internal stresses during quenching．Proc．Of 4th Inter．Conf．on Quenching and the Control of Distortion，Beijing，china，20～23，May，2003：131－136

19 潘健生，张伟民．热处理信息化在制造业跨越式发展中的作用．上海科坛，2003，(3)：26～28

20 孙大涌．信息化是加速发展我国热处理行业的必由之路．机械工人（热加工），2003（11）：2～3

第7篇

热处理清洁生产和安全

主 编 樊东黎

编 写 樊东黎

审 稿 中国材料工程大典编委会

中国机械工程学会
中国材料研究学会
中国材料工程大典编委会

第1章　热处理的清洁生产

1　热处理生产的污染源

热处理是冶金、机械行业的重要组成部分，也是形成环境污染的不可忽视的方面，提高对热处理生产污染问题重要性的认识，进而采取有效地控制和治理措施，才能使其对环境的污染和对生态的危害降低到最低程度。只有靠各行各业的共同努力，才能保持一个干净的能使人类健康生活的世界。

热处理生产排出的废气、废水、粉尘、废渣、噪声和电磁辐射都会使作业环境和周围环境、大气、水质产生污染。

1.1　引起大气污染的主要根源

1）煤的燃烧　在我国（20世纪80年代）的能源构成中，煤占70%以上，89%的原煤是用作燃料的。由于沿海和内陆、城市和乡镇工业发展的不平衡，不少中小型企业铸锻件的正火、退火处理，还经常在燃煤的反射炉中进行。因此不可避免地导致工厂周围大气的二氧化硫、一氧化碳和烟尘污染。据初步估算，全国大约5 000台1 536 kJ/h的煤炉，每年耗煤45万吨，在燃烧产物中排出1.5万吨的二氧化硫和近8.5万吨灰分。

2）油、煤气和液化气的燃烧　我国的热处理加热主要用电，但在冶金和重型机械行业中，燃料炉的数量还是很大的。由于燃烧制度的不规范，对燃烧器的质量要求不严格，以及缺乏对燃烧过程的精确控制，废气中的 NO_x 和 CO 较多。工业煤气中，有时因除硫不得力，也会使废气中的 SO_2、SO_3 达到超标准程度。

3）可控气氛　在制备和应用吸热型，氨分解和氨燃烧气氛过程中，由于燃烧不充分、管道、容器漏气和加热炉密封不良，会使工厂周围的 NH_3 和 CO 超标。

4）淬火油和回火油的蒸发　在工件的淬火冷却和在油中回火的过程中，由于油的蒸发和局部燃烧，会产生大量的 C_mH_n、CO 和烟尘，形成工作场地和周围大气污染。据粗略估算，全国年消耗淬火回火油25 000 t，其中将近5 000 t会转变为 C_mH_n、炭黑和烟尘。

5）盐浴蒸气　全国有近2万台盐浴炉，估计其中90%是中性盐浴，其余是渗碳，碳氮共渗和氮碳共渗的活性盐浴。年消耗 NaCl、$BaCl_2$ 等中性盐8万吨以上，活性盐近9 000 t。按在900℃下的挥发速度40 mg/（$cm^2 \cdot h$）计每年挥发出的蒸气量，中性盐近6 500 t，活性盐700 t。活性盐成分中含 HCl 和 HCN 等腐蚀性、剧毒气体。

6）清洗液和碱液的蒸发　我国工厂的热处理车间采取溶剂清洗的还不多见，因而不必担心由此而产生的大气污染。当然今后尚需注意不使溶剂清洗进一步扩大。目前应用最多的还是热碱水清洗和洗涤剂的清洗。热碱液的蒸发尚未构成对环境的明显影响。

7）喷砂粉尘　喷砂仍然是进行工件表面清理、除去氧化皮和锈蚀的主要手段。全国的机械制造厂估计有5 000余台喷砂设备。基中70%以上还是用干法喷砂，也就是说有3 500台喷砂机每年要产生1万余吨的 SiO_2 和 Al_2O_3 粉尘。除部分粉尘能被收集和沉淀外，有很大一部分散落在工作场地和成为飘尘散布到大气，使操作人员和附近居民受到硅肺病的威胁，并使大气受到飘尘污染、影响更多人的健康。

8）酸洗液的蒸发　生产农机配件的工厂和一些乡镇企业多使用廉价的热轧带材、钢丝盘条作为原材料。这些材料在机加工或热处理前都需用酸浸法除锈，而且经常用的是热酸。这就使大量强腐蚀性气体散布到大气，使工厂附近的林木无法生长，地面寸草不生。

9）工件表面油脂的燃烧　有些工厂由于缺乏清洗设备、省略了热处理前、后清洗工序，工件装炉表面油脂的蒸发和燃烧形成大量烟气，使工作场地和工厂周围环境严重污染。另外，目前已盛行的燃烧脱脂法，如处置不当，也会造成燃烧产物的大量外泄。

1.2　对水质的污染

热处理生产的废渣主要有两个来源。一个是淬火冷却剂，另一个是清洗用水。在淬火剂中最严重的污染是淬火油的倾倒。在全年25 000 t用量中估计有1/3的老化油要排除，这些油大都不进行再生。排出的油中含 Fe、Cr 等自工件表面脱落的氧化物，工件自盐中带出的 $BaCl_2$、SO_4^{2-}、NO_3^-、Cl^-、CN^- 等有害和剧毒物质以及油老化热裂解产物、灰分和沥青渣等。

水和水基介质的排放物中也含有钢的合金成分和盐浴有害物质，尤其是剧毒的氰盐。在中国有限制使用氰盐的规定，但有些工厂（如五金工具、手工锯条等）尚找不到理想的可代替氰盐的液体渗碳方法。其次，不少工厂采用的所谓无毒盐浴氮碳共渗，实际上只是原料无毒，反应产物中仍有氰化物。

在采用氰化盐渗碳的工厂，所用的水基淬火剂和清洗水一般只用硫酸亚铁施行简单的中和处理即行排放。也不能排除个别乡镇企业不施行任何处理就把含氰盐废水排放。

在清洗水中最严重的问题莫过于掺入其中的油脂。由于水油分离的困难，大多数工厂都把带油的水直接排放。

1.3　噪声污染

和机械工业的其他行业比较，热处理生产的噪声算不上严重。噪声的来源是油和煤气的燃烧器、气动设备、压缩机和机械式真空泵、车间局部抽风的大风量风机、中频发电机、喷砂机、喷丸机等。其中以燃烧器、压缩机、机械真空泵最为明显。声强大，持续时间长是其特点，经常使作业点的噪声达到90 dB甚至100 dB以上。

1.4　废渣

热处理渣的来源是煤炉的煤渣、盐浴脱氧捞出的渣和废盐。好在煤渣的量不大，大中企业用煤直接燃烧加热的很少，不会形成煤渣的大量堆集和对环境的明显污染。盐渣和废盐的问题较严重。中性盐中的 $BaCl_2$ 有毒。我国的中性盐浴年消耗约4万吨 $BaCl_2$，由于不经处理的随意放置和埋藏，会造成严重的水质污染。渗碳和氮碳共渗盐浴的废渣和废盐含剧毒氰盐，每年积存的渣和废盐估计1万吨，其中含氰盐约1 000 t。

1.5　电磁辐射

人长期在强电磁场下工作，体温和皮肤温度升高，心血管和植物神经系统也会出现机能障碍。在射频范围内工作的高频设备还会对广播和电信形成干扰。我国现有感应电源设备在1万台以上、频率范围为 250～8 000 Hz、2×10^4～10^5 Hz、2×10^5～5×10^5 Hz、10^6 Hz以上、电子管高频电源功率5～500 kW，发电机和晶闸管逆变器15～1 000 kW。由于

国家对高频电磁辐射有较严格规定，要求必须有屏蔽设施，故而未造成较大危害。

2 环境的控制和治理

有鉴于环境保护的重要性和我国环境问题的严重性，我国政府在20世纪70年代末就加强了对环境工作的领导。在总结我国环保工作的基础上，吸取了各国环保工作的经验，1979年颁布了《中华人民共和国环境保护法（试行）》，明文规定环境保护是现代化建设中一个基本保证条件和战略任务，是一项基本国策，使我国环保工作开始进入了法制阶段。

从此，我国的环保立法迅速发展，陆续颁布了一系列法律、法规、条例和规定（见表7.1-1）。

表7.1-1 国家颁布的环保法律和规定

顺序	法律、法规名称	发布时间	发布部门
1	关于在国民经济调整时期加强环境保护工作的规定	1981	国务院
2	关于环境保护工作的决定	1984	国务院
3	中华人民共和国海洋环境保护法	1984	国务院
4	中华人民共和国大气污染防治法	1987	国务院
5	中华人民共和国噪声污染防治条例	1989	国务院
6	中华人民共和国海洋石油勘探开发环境保护管理条例	1983	国务院
7	中华人民共和国海洋倾废管理条例	1985	国务院
8	中华人民共和国森林法	1984	国务院
9	中华人民共和国草原法	1985	国务院
10	中华人民共和国水法	1988	国务院
11	中华人民共和国野生动物保护法	1989	国务院
12	征收排污费暂行办法	1982	国务院
13	全国环境监测管理条例	1983	国务院
14	环境保护标准管理办法	1983	国务院
15	污染源治理专项基金有偿使用暂行办法	1988	国务院
16	中华人民共和国环境保护法	1989	国务院

此外，还发布了一系列的环境质量标准和污染物排放标准。这些标准有《工业企业设计卫生标准》、《生活饮用水卫生标准》、《大气环境污染标准》、《渔业水质标准》、《地面水环境质量标准》、《农田灌溉水质标准》、《城市区域水质标准》、《工业企业噪声卫生标准》、《工业“三废”排放试行标准》、《造纸工业污染排放标准》、《综合污水排放标准》等。

根据国家环保法的要求，中国热处理标准化技术委员会近几年把制订环保标准工作放在首要地位。按照污染源的危害程度，首先制订了《热处理车间空气中有害物质的限制》和《热处理盐浴有害固体废物无害化处理方法》两项标准。

《热处理车间空气中有害物质的限制》标准规定了生产环境下空气中有害物质的最高容许浓度，即工人在该浓度下长期从事生产活动不致引起急性或慢性职业病危害。该标准热处理车间空气中的有害物质罗列如表7.1-2。

世界各国对以上有害物质的最高容许浓度和对我国31个大中企业热处理车间的实际调查，规定了热处理车间有害物质的最高容许浓度（见表7.1-3）。热处理车间废水中有害物质最高容许的排放浓度必须符合GB/T 28—1988的规定。其具体数值列于表7.1-4。

表7.1-2 热处理车间的有害物质

来源	有害物质
中温盐浴	氨、HCl和盐酸、钡及其化合物、氟化物
渗碳、渗氮、碳氮共渗、氮碳共渗等	一氧化碳、氨、氰氢酸、氰酸、甲醇、丙酮、苯、氧化氮、甲酰胺、甲烷
等温、分级淬火和回火盐浴	氧化氮
清洗、发黑	NaOH、氢氧化钾、二氧化硫、氯化氢、三氯乙烯、丙酮、苯
喷砂、喷丸、浮动粒子炉、固体渗碳	粉尘
淬火、回火用油	碳氢化合物

表7.1-3 热处理车间空气中有害物质的最高容许浓度

有害物质	最高容许浓度/$mg \cdot m^{-3}$
一氧化碳	30
二氧化碳	15
苛性碱（换算成NaOH）	0.5
氮氧化物（换算成NO_2）	5
氨	30
氢氰酸和氢氰酸盐（换算成HCN）	0.3
	1
氯化氢和盐酸	15
甲醇	50
丙酮	400
苯	40
三氯乙烯	30
氟化物（换算成F）	1
二甲基甲酰胺	10
粉尘	2（含10%的游离SiO_2）
	1（含>80%的游离SiO_2）
钡及其化合物	0.5

表7.1-4 工业废水最高容许排放浓度

序号	有害物质名称	最高容许排放浓度/$mg \cdot m^{-3}$
1	汞及其无机化合物	0.05（按Hg计）
2	镉及其无机化合物	0.1（按Cd计）
3	六价铬及其化合物	0.5（按Cr^{6+}计）
4	砷及其无机化合物	0.5（按As计）
5	铅及其无机化合物	1.0（按Pb计）
6	pH值	6～9
7	BOD_5	60 mg/L
8	COD（重铬酸钾法）	100
9	硫化物	1
10	挥发性酚	0.5
11	氰化物（以游离CN^-计）	0.5
12	石油类	10
13	铜及其化合物	1（按Cu计）
14	锌及其化合物	5（按Zn计）
15	氟的无机化合物	10（按F计）
16	苯胺类	3

在《热处理盐浴有害固体废物无害化处理方法》标准中规定了钡盐、硝盐和氰盐渣的无害化处理方法。

盐渣推荐的处理方法是用 Na_2SO_4 或 Na_2CO_3 + H_2SO_4 作为沉淀剂，将可溶性有毒钡盐转变为难溶于水的无毒硫酸钡沉淀。

硝盐采用加入 NaClO 的氧化法。将易溶于水的有毒亚硝酸盐氧化成无毒的硝酸盐溶液。

无论是溶于淬火或清洗水中还是固体氰盐残渣，不经无害化处理就排放到下水和河流会对人和生物造成严重后患。

过去常用的氰盐和含氰废水无害化处理最简单的方法是用硫酸亚铁（$FeSO_4$），NaOH 或 Na_2CO_3 和 NaCN 反应生成毒性较小的亚铁氰化钠。其化学反应为

$$2NaOH + FeSO_4 = Fe(OH)_2 + Na_2SO_4$$

$$Fe(OH)_2 + 6NaCN = 2NaOH + Na_4Fe(CN)_6$$

或

$$Na_2CO_3 + FeSO_4 = FeCO_3 + Na_2SO_4$$

$$FeCO_3 + 6NaCN = Na_2CO_3 + Na_4Fe(CN)_6$$

另一种简单的氰盐无害化处理方法是用碱液氧化氰化物，在碱液中加氯或次氯酸化合物，如次氯酸钠或次氯酸钙（漂白粉）。选用氯或漂白粉取决于需处理的氰化物量。对小量氰化物溶液，用次氯酸化合物比用氯更方便。以氯为氧化剂时的反应如下：

$$2NaCN + 4NaOH + 2Cl_2 + 2H_2O = (NH_4)_2CO_3 + Na_2CO_3 + 4NaCl$$

根据反应式可计算出，处理 1 kg NaCN 需要 1.42 kg 氯和 1.6 kg NaOH。但实际的 Cl_2 量应稍大于 2 kg，因为要考虑到可能发生的副反应。使用次氯酸盐时，可按其中含有的有效氯量来计算出漂白粉需要量。

新开发的电化学处理法能破坏游离氰化物，其效率和经济性都比化学法优越。用电化学法处理时，将含氰的水溶液在电化学反应器中循环，反应器上施加的直流电压可使游离氰化物和氰酸盐氧化。其反应如下：

$$2CN^- + 8OH^- \longrightarrow 2CO_2 + N_2 + 4H_2O + 10e^-$$

$$2CNO^- + 4OH^- \longrightarrow 2CO_2 + N_2 + 2H_2O + 6e^-$$

游离氰化物和氰酸盐转变为无毒的 CO_2 和 N_2、从溶液中排出。在 CN^- 浓度高时，使其浓度降至 10^{-6} 的处理时间需 100～150 h。这是由于 CN^- 浓度在 200×10^{-6} 以下时的处理时间特别长的缘故。因此，经常把电化学和化学法结合起来使用，先用电化学法把 CN^- 降到 200×10^{-6}，然后再用化学法将 CN^- 降到 10^{-6} 以下，达到排放要求。

氰盐采用 Fe^{2+} 络合和 Fe^{3+} 直接反应法。加入铁盐处理，先使氰根氧化成亚铁氰化盐，再进一步氧化，最后转变成无毒的铁氰化盐沉淀。

废渣采集后，首先经一定程序的预处理、破碎→加水浸出→过滤残渣→获得待处理的浸出液→取样分析有害成分，将浸出液按上述方法进行无毒化处理，达到上列排放标准后即可排放。

我国 GBJ 87—1985《工业企业噪声设计规范》标准具体规定了工厂内各类地点的噪声要求。生产车间及作业场所工人每天连续接触噪声 8 h 的声限制值为小于 90 dB。热处理车间的鼓风机、压缩机、起重机、机械真空泵、燃烧器、通风机等发出的噪声都应满足这个要求。

GB 8702—1988《电磁辐射防护规定》标准中规定，职业照射在每 8 h 工作期间，任意 6 min 全身的吸收率应小于 0.1 W/kg，公众照射在 24 h 内任何连续 6 min 的全身平均比吸收率应小于 0.02 W/kg。为使热处理高频设备的电磁辐射减低到安全程度，要求对高频电源的场地施行金属网的整体屏蔽。为使操作者实现安全作业，还要求对高频变压器和感应器实行单元屏蔽。

3 热处理三废的排放

对工业“三废”（废气、废水、废渣）的排放问题非常重视，早在 20 世纪 70 年代就制订有 GBJ 4—1973 工业“三废”排放试行标准，随着经济的飞速发展，人们对环境质量的要求日益提高。近年来国家环境保护局、国家技术监督局联合相继发布了有关标准，结合热处理生产过程“三废”的排放情况，现简介如下。

3.1 废气及烟尘排放

GB 9078—1996《工业炉窑大气污染物排放标准》规定：

1）本排放标准分为一级、二级、三级标准，分别与 GB 3095—1996《环境空气质量标准》中的环境空气质量功能区相对应：一类区执行一级标准，二类区执行二级标准，三类区执行三级标准。

2）使用固体、液体、气体燃料和电加热的金属热处理炉的烟（粉）尘排放限值如表 7.1-5 所示。

表 7.1-5 烟尘及生产性粉尘最高排放浓度、烟气黑度限值

项 目		标准级别	1997 年 1 月 1 日前安装的热处理炉	1997 年 1 月 1 日起新、改、扩建的热处理炉
烟（粉）尘浓度 /mg·m⁻³		一级	100	禁排
		二级	300	200
		三级	350	300
烟气黑度（林格曼级）		一级	1	—
		二级	1	1
		三及	1	1
有害污染物排放浓度	二氧化硫 /mg·m⁻³	一	1 200	禁排
		二	1 430	850
		三	1 800	1 200
	氟及其化合物以 F 计 /mg·m⁻³	一	6	禁排
		二	15	0
		三	50	15

3）热处理炉烟囱（或排气筒）最低允许高度为 15 m。

自 1997 年 1 月 1 日起新建、改建、扩建的排放烟（粉）尘和有害污染物的热处理炉其烟囱（或排气筒）最低允许高度除应达到排放标准外，还应按批准的环境影响报告书要求确定。

当烟囱（或排气筒）周围半径 200 m 距离内有建筑物时，除应达到排放标准外，烟囱（或排气筒）还应高出最高建筑物 3 m 以上。

4）凡不通过烟囱或排气系统而泄漏的无组织排放烟（粉）尘最高允许浓度为 5 mg/m³。

3.2 废水排放

GB 8978—1996《污水综合排放标准》规定如下。

（1）标准分级

按 GB 3097—1982《海水水质标准》和 GB 3838—1988《地面水环境质量标准》，排入各类海（水）域的污水分别执行：

1）排入 GB 3838—1988 Ⅲ类水域（划定的保护区和游泳区除外）和排入 GB/T 3007—1982 中 1 类海域的污水执行一级标准。

2）排入 GB 3838—1988 中Ⅳ、Ⅴ类水域和排入 GB 3097—1997 中三类海域的污水，执行二级标准。

3）排入设置二级污水处理厂的城镇排水系统的污水执行三级标准。

4）排入未设置二级污水处理厂的城镇排水系统的污水，必须根据排水系统出水受纳水域的功能要求，分别执行（1）、（2）的规定。

（2）标准值

1）该标准将排放的污染物按其性质及控制方式分为两类：

第一类污染物，不分行业和污水排放方式、也不分受纳水体的功能类别，一律在车间或车间处理设施排放口采样，其最高允许排放浓度必须达到该标准要求。

第二类污染物，在排污单位排放口采样。其最高允许排放浓度必须达到该标准要求。

2）该标准按年限规定了第一类污染物和第二类污染物最高允许排放浓度，必须同时按表7.1-6和表7.1-7的规定。

建设（包括改、扩建）单位的建设时间，以环境影响评价报告书（表）批准日期为准划定。

3.3　固体废物

热处理生产过程的有害固体废物主要为盐浴的废渣。可按JB/T 9052—1999《热处理盐浴有害固体废物污染管理的一般规定》执行，对有害固体废物进行无害化处理并鉴别为一般工业废渣后即可作为一般固体废物，按GB 5085—1996规定进行处置。没有无害化处理条件的企业，应采取一定的安全防护措施，定期送往当地环保部门指定的单位进行处理。

表7.1-6　第一类污染物最高允许排放浓度

序号	污染物	最高允许排放浓度/mg·L^{-1}
1	总汞	0.05
2	烷基汞	不得检出
3	总镉	0.1
4	总铬	1.5
5	六价铬	0.5
6	总砷	0.5
7	总铅	1.0
8	总镍	1.0
9	苯并［*a*］芘	0.000 03
10	总铍	0.005
11	总银	0.5
12	总α放射性	1 Bq/L
13	总β放射性	10 Bq/L

表7.1-7　第二类污染物最高允许排放浓度　mg/L

序号	污染物	1997年12月31日之前建设的单位			1998年1月1日建设的单位		
		一级标准	二级标准	三级标准	一级标准	二级标准	三级标准
1	pH	6~9	6~9	6~9	6~9	6~9	6~9
2	色度（稀释倍数）	50	80	—	50	8	0
3	悬浮物（SS）	70	200	400	70	150	400
4	五日生化需氧量（BOD_5）	30	60	300	20	30	300
5	化学需氧量（COD）	100	150	500	100	150	500
6	石油类	10	10	30	5	10	20
7	总氰化物	0	0.5	1.0	0.5	0.5	1.0
8	硫化物	1.0	1.0	2.0	1.0	1.0	1.0
9	氨	15	25	—	15	25	—
10	苯胺类	1.0	2.0	5.0	1.0	2.0	5.0
11	硝基苯类	2.0	3.0	5.0	2.0	3.0	5.0
12	四氯化碳	—	—	—	0.03	0.05	0.5
13	三氯乙烯	—	—	—	0.3	0.6	1.0

4　空气中有害物质的限值

《热处理车间空气中有害物质的限值》属生产环境空气质量标准。在我国，生产环境空气质量标准的建立不是一个单纯的技术性问题，它不仅可保证人民健康和避免环境污染，还有利于子孙后代。编制本标准的目的就在于控制和防止车间空气中有害物质对环境的污染，保证操作工人的健康，使热处理工业生产健康发展。

制订车间空气中有害物质标准时，前苏联始终采用最高容许浓度（MAC）的概念。它的定义为："工作地点空气中有害物质的最高容许浓度，是指整个工作年限每天接触8 h，不论是在工作期间还是更长的时间里，都不致引起任何疾病，或用现代检查方法找不出有异于正常健康情况的变化"。而美国则采用联邦政府工业卫生医师会议所推荐的阈限值，它的定义为："几乎所有工人每天反复接触，而不产生有害反应。"由于个体敏感性差异很大，少数工人对一些物质在低于阈限值时还可能觉得不适，极少数人可能受到更严重的影响，使原来的健康状况恶化或发展成职业病。"

我国卫生标准管理办法中规定，生产环境空气的质量标准称为车间空气中有害物质的最高容许浓度。在制标时，把最高容许浓度作为热处理车间空气中有害物质的限值。在没有制定国家标准的情况下，JB/T 5073—1991标准原则上能够适用于各行业热处理车间空气质量要求。

4.1　先进工业国家规定的空气中有害物质的限值（表7.1-8）

4.2　JB/T 5073—1991规定的热处理车间空气中有害物质的最高允许浓度（表7.1-9）

表 7.1-8　各国作业环境空气中有害物质的最大容许浓度　$mg \cdot m^{-3}$

有害物质	美国	前西德	前东德	瑞典	前捷克斯洛伐克	前苏联	日本
一氧化碳	55	55	55	40	30	20	95
苛性碱	2	2	2	2		0.5	
二氧化硫	13					10	13
氨	35	35	25	18	40	20	35
氰化氢	11	11	5	11	3	0.3	11
氯化氢	7	7	5	7	8	5	7
氯	3	1.5	1	3	3	1	3
丙酮	2 400	2 400	1 000	1 200	800	200	480
甲醇	260	260	100	260	100	5	260
苯	30	0	50	30	50	5	80
三氯乙烯	535	260	250	160	250	10	268
氮氧化物	9	9	10	9	10	5	9

表 7.1-9　热处理车间空气中有害物质的最高允许浓度

有害物质	最高允许浓度/$mg \cdot m^{-3}$
一氧化碳	30
二氧化硫	15
苛性碱（换算成 NaOH）	0.5
氮氧化物（换算成 NO_2^-）	5
氨	30
氰化氢及氢氰酸盐（换算成 HCN）①	0.3
氯	1
氯化氢及盐酸	15
甲醇	50
丙醇	100
苯	40
三氯乙烯	30
氟化物（换算成 F）	1
二甲基甲酰胺①	10
粉尘	2（含 10%以上游离二氧化硅）
	1（含 80%以上游离二氧化硅）
钡及其化合物	0.5（推荐值）

① 除经呼吸道毒害人体外，尚易经皮肤吸收的有毒物质。

5　热处理盐浴有害固体废物污染的管理

采用熔盐介质加热工件能有效地降低氧化脱碳现象。热处理熔盐在使用过程中，会产生一些固态废弃物。从盐浴炉捞出的废渣含有氯化钡、亚硝酸盐和氰化钠等有害（或有毒）物质。当前这些废渣绝大部分都未加以处理，是热处理行业的主要污染源。

据 1990 年代统计，我国机械工业系统已有热处理车间（或工段）四千多个，盐浴炉六千多台。全国五大地区（华北、东北、华东、中南和西南）的二十多个大中城市，每年产生热处理多种盐浴渣上万吨，绝大多数未加处理。一般废渣或垃圾随意丢弃，造成对地面水或地下水的污染，中毒伤亡事故时有发生。当时国内只有为数不多的地区（如天津、江苏和哈尔滨等）乡镇企业设置废渣处理厂（点）。

我国环境保护工作起步较晚，目前对工业有害废渣尚未进行专门管理，对环境造成的污染和破坏还没有得到有效的控制。我国目前尚没有统一的有害固体废物鉴别标准，只是在 GB5085《有色金属工业固体废物污染控制标准》中对浸出毒性等作了初步规定，而机械工业热处理盐浴固体废物污染控制标准，国内仍是空白。

为了促进热处理盐浴废渣处理的技术改进，防止污染环境，维护生态平衡，增进人民健康，尽早制订热处理盐浴有害固体废物污染管理的技术指标及各项规定，全国热标委提出了制订计划，由机械部环保所归口并负责起草了 JB/T 5073—1991 的标准。

5.1　国外情况

美国、日本、德国等实施有害废弃物的管理起步较早，于 20 世纪 70 年代相继制定了废弃物法规。其内容包括有害废弃物的定义、鉴别和分类表，并对其产生、运输、处理、贮存和处置等各个环节实行了全面管理。

美国 1976 年制定的资源保护与回收法（RCRA）是目前世界上比较详尽和完整的一部有关固体废弃物的法规。该法规规定的有害废弃物是指一种固体废弃物或者几种固体废弃物的混合。按照它们的数量、浓度、物理、化学和传染性的程度，可能造成死亡或导致死亡率上升。也可能引起严重的难以治愈或致残而不能恢复的疾病的物质。也有因不适当的处理、贮存、运输和处置而可能对人体健康和环境造成即时或潜在危害的物质。

有害废弃物的鉴别标准是根据有害废弃物的一系列特性而确定的。美国规定凡包括下列一种特性的废弃物就属于有害废弃物，即毒性、易燃性、腐蚀性、反应性和传染性。其鉴别标准包括以下几点。

① 浸出毒性　在规定的浸出或萃取方法的浸出液中，任何一种污染物的浓度超过标准值。用美国 EPA/EP 法试验鉴别值为超过饮用水的 100 倍。

② 急性毒性　一次投给试验动物的毒性物质，半致死剂量（LD_{50}）小于规定值的毒性。其鉴别标准值按美国国家安全卫生研究所法试验：口服毒性 $LD_{50} \leqslant 50$ mg/kg 体重；吸入毒性 $LD_{50} \leqslant 2$ mg/L；皮肤吸收毒性 $LD_{50} \leqslant 200$ mg/kg 体重。

③ 腐蚀性　对接触部位作用时，使细胞组织有可见性破坏或不可治愈的变化，使接触物质发生质变，使容器泄漏。其鉴别值为 pH > 12.5，或 pH < 2.0 的液体，在 55.7℃

以下时对钢制品的腐蚀率大于0.64cm/a。

美国在大量科学实验和广泛调查研究的基础上，按有害废弃物的成分、工艺过程以及来源方式列表，并在“有害废弃物条例”中予以公布。美国国家环保局对各种有害废弃物规定了编码和几种主要有害特性标记：易燃性（I）、腐蚀性（C）、反应性（R）、急性毒性（H）、EP毒性（E）。按美国资源保护与回收法，环保局制定和公布的标准要求有害废弃物的排放要做到以下几点。

① 登记有害废弃物的数量、成分及处置情况。

② 对有害废弃物的贮存、运输、处置要有标记。

③ 使用专用的有害废弃物容器。

④ 向运输、处理、储存、处置有害废弃物的人员提供它们的化学成分。

⑤ 向行政官员提交各种报告（包括废弃物的产生量及处置情况）。

迄今可以借鉴或参考的标准很少，仅搜集到世界卫生组织和一些工业发达国家制定的自来水中有毒物质的允许限量，国外一些国家用作饮用水的地面水标准中有毒物质规定的允许限量，以及美国饮用水中毒化学物质的含量标准。污染控制标准值以其最大允许浓度为依据（单位：mg/L）。此外，国家标准GB 5749—1985《生活饮用水卫生标准》。在表7.1-10～表7.1-13中给出了主要数据。

表7.1-10　世界卫生组织和一些工业发达国家制定的自来水中有毒物质的允许限量　mg·L⁻¹

项目 \ 国别	世界卫生组织		国外		
	欧洲	国际	美国	前苏联	欧洲经济共同体
氰化物（按CN^-计）	0.05	0.05	0.2	0.1	0.05
钡（按Ba^{2+}计）	1.0	—	1.0	4.0	0.1

表7.1-11　国外一些国家用作饮用水的地面水标准中有物质规定的允许限值　mg·L⁻¹

项目 \ 国别	美国环保局推荐标准	德国	欧洲经济共同体（管理值）
钡（按Ba^{2+}计）	1.0	1.0	1.0
氰化物（按CN^-计）	0.2	0.05	0.05
亚硝酸盐（按N计）	1.0	—	—

表7.1-12　美国饮用水中有毒化学物质含量标准　mg·L⁻¹

有毒物质	指标	允许界限	最大允许界限
钡（按Ba^{2+}计）	检不出	<1.0	1.0
氰化氢（按CN^-计）	检不出	<0.01	0.02
硝酸盐及亚硝酸盐（按N计）	<10.0	<10.0	10.0

表7.1-13　我国生活饮用水卫生标准　mg·L⁻¹

项目		标准
毒理学指标	氰化物（按CN^-计）	0.05

美国规定有害废弃物浸出毒性的判定标准，大约为饮用水标准的100倍，而我国的标准大约为饮用水标准的50倍。这些数据可作为本标准所规定的热处理盐浴固体废物浸出毒性的溶液允许限量的主要参考依据。

5.2 JB/T 9052—1999关于热处理盐浴有害废弃物的规定

（1）盐浴有害废物

在施行盐浴热处理生产时，属于盐浴有害废物的来源列于表7.1-14。

表7.1-14　盐浴有害固体废物的来源

序号	种类	来源
1	钡盐渣	高、中温盐浴
2	氰盐渣	碳氮共渗、液体渗碳、氮碳共渗、硫氮共渗、硫氮碳共渗、碳氮硼共渗等盐浴
3	硝盐渣	等温、分级淬火和回火低温盐浴

（2）浸出毒性

固态的危险废物遇水浸沥，其中有害的物质迁移转化，污染环境，浸出的有害物质的毒性称为浸出毒性。

（3）急性毒性

能引起温血动物（如小鼠或大鼠）在48 h内死亡半数以上的有害毒性。毒性大小以半致死剂量（LD_{50}）试验评定。

（4）腐蚀性

采用标准鉴别方法，或者根据规定程序批准的等效方法，测定其溶液或固体，半固体浸出液的pH≤2或pH≥12.5，最低温度55℃，对钢制品的腐蚀深度大于0.64 cm/a，则这种废物即具有腐蚀性。

（5）盐浴固体废物浸出毒性的鉴别

按照GB 5085.3—1996盐浴固体废物浸出液任何一种有害成分浓度超出表7.1-15规定的浓度值，即视为有害固体废物。

表7.1-15　盐浴固体废物浸出毒性鉴别标准值

序号	项目	浸出液最高允许浓度值 /mg·L⁻¹
1	钡及其化合物（以Ba^{2+}计）	100
2	氰化物（CN^-计）	10
3	亚硝酸盐（以N计）	100

（6）有害物质测定方法（表7.1-16）

（7）盐浴固体有害废物的管理

表7.1-16　测定方法

序号	项目	方法	来源
1	钡及其化合物（以总钡计）	电位滴定法①	GB/T 14671—1993
2	氰化物（以CN^-计）	硝酸银滴定法①	GB/T 7487—1987
3	亚硝酸盐（以N计）	亚硝酸盐氮的测定，分光光度法	GB/T 7493—1987

① 暂时参照水质测定的国家标准，待有关固体废物的国家标准方法发布后，执行相应国家标准。

1）盐浴固体有害废物贮存、处置设施、场所环境保护图形标志按照GB 15562.2—1995规定执行。

2）盐浴有害固体废物的申报登记管理，按照国家环保局第十号局令发布的《排放污染物申报登记管理规定》执行。

3）盐浴有害固体废物必须进行无害化处理，没有处理条件的企业，应定期送往当地环保部门指定的单位进行处理。

4）盐浴有害固体废物的收集、贮存、运输必须采取防扬散、防流失、防渗漏或其他防止环境污染的措施，严防毒物流失。在运输过程中不得沿途丢弃、遗撒。

5）转移盐浴有害固体废物，必须按照国家有关规定填写危险物转移联单，并向移出地和接受地的县级以上地方人

民政府环境保护行政主管部门报告。

6）禁止将盐浴有害固体废物提供或委托给无经营许可证的单位从事收集、贮存、处置的经营活动。

7）收集、贮存、运输、处置盐浴有害固体废物的场所、设施、设备和容器，包装物及其他物品转作它用时，必须经过消除污染的处理，方可使用。

6　热处理盐浴有害固体废物无害化处理方法

我国热处理盐浴炉应用遍及全国各地，每年要产生各种盐浴废渣上万吨。其中绝大部分未加处理，只作一般废渣或垃圾随意丢弃，造成对水体或地下水的污染，且中毒伤亡事故时有发生。据专家预测，在相当长时间内，盐浴炉仍然是热处理的主要加热设备之一，这三类有害废渣（钡盐、硝盐、氰盐），依然是热处理行业的主要污染源。

随着我国环保事业的迅速发展，有关环保法规或条例标准陆续颁布，对有害（毒）物质的管理制定、办法逐步健全，然而对它们的检测与处理及处置工作，在全国范围尚未普遍开展。

JB/T 6047—1992 标准是建立与完善盐浴废物无害化处理标准规范，为贯彻实施 JB/T 9052—1999《热处理盐浴有害固体废物污染管理的一般规定》所制定的各项指标与管理办法，提供有效措施。

在现有盐浴热处理条件下，为了减少污染，改善劳动条件，制订三类有害盐浴废渣处理标准规范，是非常必要的。

该标准规定了热处理盐浴有害固体废物的化学处理工艺和安全技术要求。它适用于热处理盐浴有害固体废物——钡盐渣、硝盐渣、氰盐渣的无害化处理。利用盐浴三类废渣中有害成分易溶于水的特性，按规定的方法制备浸出液，测其含量，然后分别采用化学沉淀法和氧化法对其浸出液进行无害化处理。

该标准提出了一套设备简单、操作方便、分析准确、符合我国国情、适用于热处理盐浴三类废渣的预处理与无害化处理工艺路线，确定了主要技术参数如溶渣方式、浸出液的酸碱度、沉淀剂或氧化剂加入量与有害物质含量之比、沉淀或氧化反应时间等，处理后污染物（Ba^{2+}、NO_2^-、CN^-）的含量符合 JB/T 9052—1999 规定。

6.1　国内外情况

美国、德国、日本等于 20 世纪 70 年代相继制定了废弃物法规。其内容包括有害废弃物的定义、鉴别、分类和列表，并对其产生、运输、处理、储存和处置等各个环节实行全面管理的原则，从而大大推动了防治有害废弃物污染的步伐。

美国 1976 年制定的资源保护与回收法（RCRA），是目前世界上比较详尽和完整的一部有关固体废物法规。美国规定有害废物浸出毒性的判定标准，大约为饮用水标准的 100 倍。

目前，国际上实施的试验方法主要有三种：①日本溶出试验法；②美国环保局浸取法（EPA Extraction Procedure）；③美国材料试验学会—A 法（ASTM—A 法）。

我国颁布的 GBJ 4—1973《工业“三废”排放试行标准》和 TJ 36—1979《工业企业设计卫生标准》，也对工业有害固体废物的管理和处置作了原则性的规定。

工业有害固体废物处理方法，目前各国普遍采用的有：焚化法、填埋法、化学法、固化法、生物降解法和海洋投弃法。其中化学处理法是处理和处置有害废物的最终方法。化学法应用最普遍的是：酸碱中和法、氧化和还原处理法、化学沉淀处理法。

国外对热处理盐浴废渣的处理，除少数加稳定剂做建材外，大部分先作解毒预处理，然后废弃。未见有更好的综合利用方法。

我国热处理行业对有害废渣的管理、测试及处理和综合利用，都没有走上正轨，目前尚没有统一的鉴别标准。只是在 GB 5085—1996《有色金属工业固体废物污染控制标准》中对浸出毒性作了初步规定。JB/T 9052—1999《热处理盐浴有害固体废物污染管理的一般规定》以及本标准在国内还是首次进行编制的，并已初见成效。

6.2　盐浴固体废物及其毒性试验方法

（1）盐浴固体废物

钡盐、硝盐和氰盐渣是盐浴热处理中的主要有害固体废物，其来源见表 7.1-14。

（2）盐浴固体废物毒性试验方法

1）实验动物的毒性试验法

① 按照 GB 5085.2—1996《有色金属工业固体废物急性毒性初筛试验方法标准》，采用实验动物白鼠对盐浴废渣进行毒性试验。实验结果为，未处理的废渣（一次浸出）$BaCl_2$、$NaNO_2$ 和 NaCN 分别在 10 min、30 min 和 2 h 内，10 只白鼠全部死亡，而经二次浸出处理后的试样，10 只白鼠在 48 h 内全部存活。试验表明，处理前渣样可判定为有害固体废物，处理后的试样毒性明显降低，处理效果较好，可判定为一般工业废渣。

② 鱼类的 TLM（Median Tolerance Limit）试验是判定工业废渣综合毒性的常用方法之一，采用此方法对盐浴废渣进行综合毒性鉴别。结果表明，钡盐渣处理效果明显，处理前 25%浓度的受试生物（斑马鱼）仅存活 100 min，处理后 100%浓度的受试生物 96 h 存活率为 86%。亚硝酸盐渣处理有一定效果，处理前 25%浓度的受试生物仅存活 90 min，处理后 100%浓度的受试生物 96 h 仍有约半数存活，25%浓度的受试生物 96 h 存活率为 100%。氰盐渣试验，受试生物反应较敏感，死亡率高。

上述试验表明，盐浴三类废渣均为有毒有害工业废渣。

2）化学实验分析

① 盐浴废渣预处理。参考 GB 5086—1997《有色金属工业固体废物浸出毒性试验方法标准》，对盐浴三类废渣进行了浸出处理。检测分析有害成分（Ba^{2+}、NO_2^-、CN^-）含量结果与天津化工研究院测试数据一致，与美国环保局（EDA/EP）浸出法分析结果相当。废渣经过二次浸出处理，其浸出率均在 99.0%以上。结果表明盐浴废渣预处理方法可行，分析数据可靠。在表 7.1-17～表 7.1-19 中给出数据。

表 7.1-17　盐浴废渣含量分析结果　%

项目 \ 测试单位	天津化工研究院	机械科学研究院环境保护研究所
高温盐浴渣 $BaCl_2$	27.42	27.40
中温盐浴渣 $BaCl_2$	24.62	25.48
硝盐浴渣 $NaNO_2$	32.77	32.87
氰盐浴渣（按 CN^- 计）	1.26	1.20

表 7.1-18　两种浸出处理方法分析结果　%

项目 \ 浸出方法	美国环保局（电动搅拌法）	机械研究院环境保护研究所（电磁振荡）
高温盐浴渣 $BaCl_2$	25.05	27.40
中温盐浴渣 $BaCl_2$	20.67	25.48
硝盐浴渣 $NaNO_2$	31.33	32.87

表 7.1-19 盐浴废渣浸出率试验结果 %

项目 \ 浸出次数	1	2	浸出率
高温盐浴渣 $BaCl_2$	27.40	0.19	99.31
中温盐浴渣 $BaCl_2$	25.48	0.20	99.22
硝盐浴渣 $NaNO_2$	32.87	微量	99.99
氰盐浴渣（按 CN^- 计）/$mg\cdot L^{-1}$	1 163.50	1.041	99.91

② 盐浴废渣溶解方式。常用方法为电磁振荡法、加热煮沸和静置浸泡法等。往复水平振荡 8 h，放置 16 h，废渣浸出完全。经过二次浸出处理，其浸出率在 99.0%以上，有害成分含量符合国家规定的排放标准，废液、残渣可以排弃。

6.3 盐浴废渣的无害化处理

（1）废渣处理方法分类

可采用化学沉淀法和氧化法对三类盐浴废渣进行无害化处理。对浸出液的酸碱度、还原剂和氧化剂种类、氧化还原时间等工艺参数提出了一系列规定。

（2）盐浴废渣预处理工艺（见图 7.1-1）

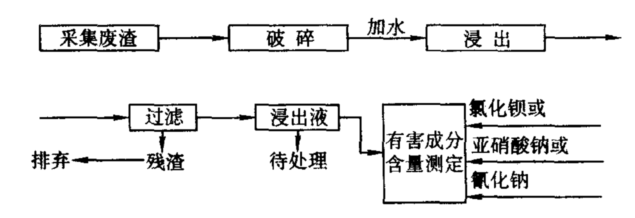


图 7.1-1

（3）钡盐渣浸出液处理工艺流程（见图 7.1-2 和图 7.1-3）

1）沉淀剂：碳酸钠 + 硫酸。

2）沉淀剂：硫酸钠。

（4）硝盐渣浸出液处理工艺流程（见图 7.1-4）

（5）氰盐渣浸出液处理工艺流程（见图 7.1-5）

（6）实测验证结果

为了验证本项处理技术可行性，在编制本标准过程中，对北京量具刃具厂等五个单位的盐浴废渣进行了测试与处理，并提供了几组分析数据，如表 7.1-20 所示。

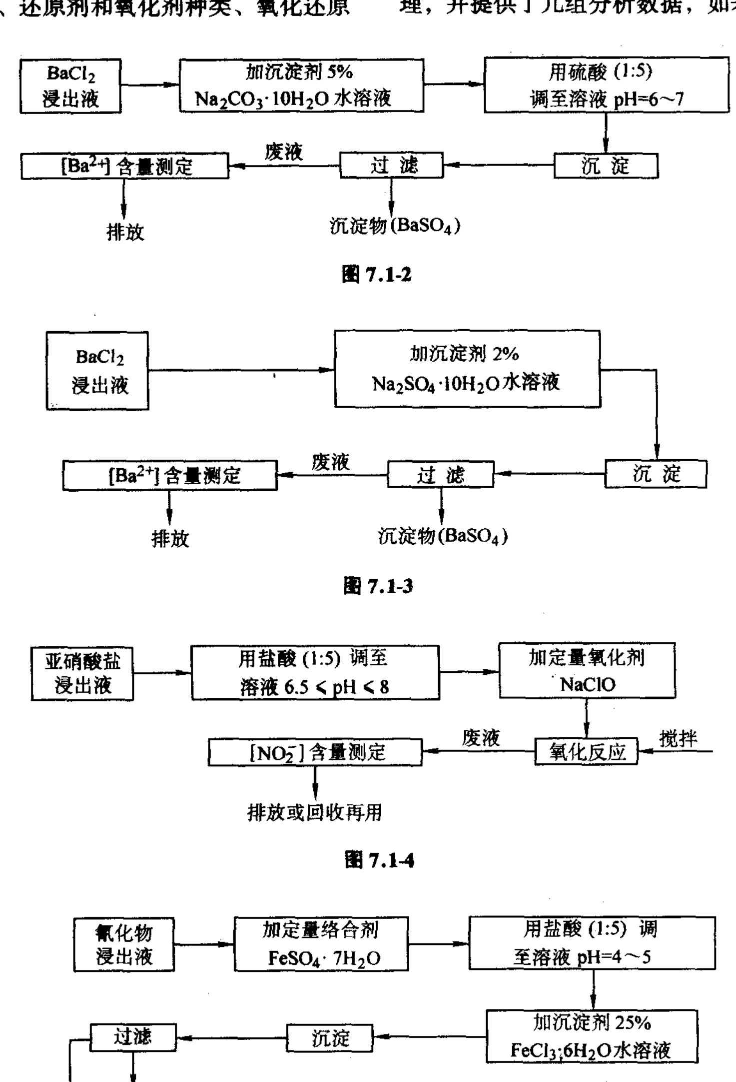


图 7.1-2

图 7.1-3

图 7.1-4

图 7.1-5

表 7.1-20　盐浴废渣处理结果　$mg \cdot L^{-1}$

采样单位	废渣种类	处理前	处理后	允许含量（ZBJ 71001—1990）
北京市量具刃具厂	中温盐渣 $BaCl_2$（按 Ba^{2+} 计）	1 049.2	64.2	100.0
	高温盐渣 $BaCl_2$（按 Ba^{2+} 计）	1 128.2	50.2	100.0
天津市工具厂	复合盐渣 $BaCl_2$（按 Ba^{2+} 计）	928.9	58.5	100.0
北京机电研究所	中温盐渣 $BaCl_2$（按 Ba^{2+} 计）	1 304.1	82.4	100.0
	高温盐渣 $BaCl_2$（按 Ba^{2+} 计）	1 577.1	86.5	100.0
北京轻型汽车有限公司	硝盐渣 $NaNO_2$（按 N^- 计）	416.8	微量	100.0
邯郸市自行车飞轮厂	氰盐渣 （按 CN^- 计）	1 163.5	1.0	1.5

上述五个单位的盐浴废渣，经过处理后，污染物（Ba^{2+}、NO_2^-、CN^-）的含量均低于 JB 9052—1999 规定允许限量。这就表明，本项处理方法的科学性、可靠性和实用性。

7　热处理盐浴有害固体废物的分析

在机械工业热处理行业中，至今仍然广泛采用盐浴工艺。在处理钢件过程中从盐浴炉内不断排出有毒有害固体废物，对周围环境造成严重污染，中毒、伤亡事故曾多次发生，直接损害人体健康。为了逐步解决这一问题，先后制定了 JB/T 9052—1999《热处理盐浴有害固体废物污染管理的一般规定》和 JB/T 6047—1992《热处理盐浴有害固体废物无害化处理方法》两项行业标准，为环保主管部门治理盐浴废渣污染提供了依据，为热处理行业广大用户提供了管理及处置办法。为使这项技术成套、完整、规范、推广应用于生产实际，获得较好的社会环境效益和一定的经济效益。向采用热处理盐浴工艺的单位，提供钡盐渣、硝盐渣的化学分析方法，具有较大实用价值。为此制订了 JB/T 7519—1994 热处理盐浴有害固体废物分析方法。

7.1　与本标准有关的国内外标准概况

我国颁布的《工业企业设计卫生标准》和《工业“三废”排放试行标准》也对工业有害固体废物的管理和处置作了原则性的规定。

现制订的机械行业标准 JB 9052—1999 和 JB/T 6047—1992 以及科研项目“热处理盐浴排放有害物质的检测方法与处理技术的研究”，在国内还是首次进行的，这项工作已初见成效。

7.2　分析方法

（1）氯化钡的测定

1）原理

在弱酸性溶液中加入过量的 $K_2Cr_2O_7$ 标准溶液，与 Ba^{2+} 生成沉淀。其化学反应式为：

$$K_2Cr_2O_7 \rightleftharpoons 2K^+ + Cr_2O_7^{2-}$$

$$Cr_2O_7^{2-} + H_2O \rightleftharpoons 2HCrO_4^- \rightleftharpoons 2H^+ + 2CrO_4^{2-}$$

$$Ba^{2+} + CrO_4^{2-} \rightleftharpoons BaCrO_4 \downarrow$$

过量的 $K_2Cr_2O_7$ 以硫酸亚铁铵标准溶液回滴，以苯基代邻苯甲酸（铬钒指示剂）为指示剂。其化学反应式为：

$$2H_2CrO_4 + 6(NH_4)_2Fe(SO_4)_2 + 6H_2SO_4 =$$
$$Cr_2(SO_4)_3 + 3Fe_2(SO_4)_3 + 6(NH_4)_2SO_4 + 8H_2O$$

由 $K_2Cr_2O_7$ 标准溶液前后用量之差计量 $BaCl_2$ 含量。

2）测试条件（表 7.1-21）

表 7.1-21　$BaCl_2$ 含量测试条件

项　目	钡　盐　渣
颗粒度/mm	≥1
溶剂	水（pH≈7）
固液比（渣重:水重）	1:10
溶渣方式	浸出 >20 h、加热 1～2 h，搅拌 8 h
浸出液酸碱度	6≤pH≤7
沉淀剂用量/mL	0.05mol/L　$K_2Cr_2O_7$　20
溶液加热温度/℃	50～60
沉淀放置时间/min	30

（2）亚硝酸钠测定

1）原理　在酸性溶液中，高锰酸钾可将亚硝酸钠氧化为硝酸钠。其化学反应式为：

$$2KMnO_4 + 5NaNO_2 + 3H_2SO_4 = 2MnSO_4 + K_2SO_4 + 5NaNO_3 + 3H_2O$$

由消耗的高锰酸钾的毫摩尔计算亚硝酸钠的含量。

2）测试条件（表 7.1-22）

（3）允许偏差

1）钡盐渣 $BaCl_2$（按 Ba^{2+} 计）浓度在 1 000 mg/L 以下时，允许相对标准偏差不大于 1.0%。其浓度在 1 000 mg/L 以上时，允许相对标准偏差不大于 0.5%。

2）硝盐渣 $NaNO_2$（按 NO_2^- 计）浓度在 500 mg/L 以下时，允许相对标准偏差不大于 1.0%。

表 7.1-22　$NaNO_2$ 含量测试条件

项　目	硝　盐　渣
颗粒度/mm	≥1
溶剂	水（pH≈7）

续表 7.1-22

项 目	硝 盐 渣
固液比（渣重:水重）	1:10
溶渣方式	浸出 20 h 以上，或加热煮沸 1～2 h，或搅拌 8 h
浸出液酸碱度	6≤pH<8
氧化剂用量/mL	0.1M $KMnO_4$ 20
溶液加热温度/℃	50～60
氧化反应时间	瞬间

编写：樊东黎（全国热处理学会）

第 2 章　热处理的安全生产

1　生产过程安全卫生的重要性

生产过程的安全卫生是直接关系到生产者的人身安全、健康、厂房、设备和物资的安全。各种生产过程都应有安全卫生方面的规定和标准，以指导人们的正确操作和管理、保证操作者人身和国家财产的安全。我国“标准化法”将保障人体健康、人身、财产安全的标准规定为强制性标准，是生产过程中必须遵循的规范。《金属热处理生产过程安全卫生要求》(GB15735、1995 年发布、2004 年修订后重新发布）国家标准就是规定了保证热处理生产安全卫生的措施和保障生产人员健康、厂房设备安全的具体要求，是热处理标准体系表和全国热处理标准化技术委员会归口的惟一的一项强制性标准。积极宣贯此项标准是热处理工作者的一项重要任务。

改革开放以来，等效采用国际标准已成为各行各业制修订标准的统一国策。但由于热处理生产既有一般热加工过程中存在的高温作业危险与有害因素，也有使用多种工艺材料的易燃易爆和化学毒性，还有所使用设备的高压电强电磁辐射和激光、电子束照射等有害因素，国际上还没有能把这些因素全面归纳起来，提出危险、危害因素限值和预防、处置、排除措施的国际标准和先进工业国家标准。在广泛搜集国内外资料、调查分析，结合国内生产实际基础上，集中我国热处理专家精心制订的 GB 15735 标准通过在国营大企业和民营中小企业的宣贯，充分证实这是一项行之有效的标准。保证了在这些企业实现安全卫生地生产。

2　热处理生产中的危险因素

热处理生产环境中的危害因素包括危险因素和有害因素两方面内容。

危险因素：能对人造成伤亡或对物造成突发性损坏的因素。

有害因素：能影响人的身心健康，导致疾病（含职业病）或对物造成慢性损坏的因素。

危险因素与有害因素的主要区别在于其损害形式不同。前者为突发性的，后者为缓慢性的。有的仅具备单一性，如高压电、坠落物等只有突发性损害；噪声、粉尘只有缓慢性的损害；有的既有突发性的损害又有缓慢性的损害，如一氧化碳气体既可以造成火灾、爆炸，急性中毒，又可使人产生慢性疾病。

热处理生产中常见的化学性危险因素有易燃、易爆物质和毒性物质，物理性危险因素有高压电、炽热物体及腐蚀介质、致冷剂、坠落物体或迸出物。

2.1　易燃物质

2.1.1　燃烧的定义及影响因素

燃烧是指可燃物在较高温度与空气或氧化剂激烈化合而发生的发热、发光现象。在燃烧过程中大多数可燃物是在蒸气或气态下进行，因此气体燃料最容易燃烧，只要达到本身氧化分解所需要的热量便能迅速燃烧，而液体则是在火源作用下先使其蒸发，然后蒸气氧化分解进行燃烧。作为一种可燃物质是否容易燃烧主要取决于下列诸因素。

1）闪点　闪点是指可燃液体挥发出来的蒸气与空气形成混合物遇火能发生闪燃的最低温度。闪燃只发生在瞬间。但闪燃是引起火灾事故的先兆，是评定可燃液体燃烧的主要依据。闪点越低，着火的危险性越大。可燃液体按其闪点高低划分为 4 级，见表 7.2-1。

表 7.2-1　液体的闪点级别

级　别	1	2	3	4
闪点/℃	≤28	≥28～45	≥45～120	>120
备　注	属易燃液体		属可燃液体	

2）燃点（着火点）　燃点是指可燃物质加热并点燃后所放出的热量能维持燃烧的最低温度。物质的燃点越低，越容易燃烧。对于同一种物质而言，燃点一般比闪点略高 1～5℃。

3）自燃点　自燃点是指可燃物质在没有外来热源情况下，由于本身内部的生物、物理或化学的过程而产生的热量积蓄下来，发生自燃的最低温度。物质的自燃点越低，自燃烧的危险性也就越大。自燃点与温度、压力有关。压力增高，自燃点降低。

4）最小点火能量　指能够引起可燃物质在最敏感状态下燃烧或爆炸所需要的最小能量。它是评价可燃物质的重要指标之一。不同的可燃物质的最小点火能量不同。对大多数可燃物质来说，最小点火能量约在 0.2 mJ（毫焦耳）左右，而氢、乙炔只有 0.019 mJ。最小点火能量越小的物质，燃烧的危险性越大。

2.1.2　主要来源

1）淬火、回火用的各种矿物油；

2）清洗用的汽油、乙醇、苯；

3）液体及气体燃料：重油、天然气、发生炉煤气、液化石油气；

4）渗碳剂或制备可控气氛的原料：煤油、丙酮、一氧化碳、甲烷、丙烷、丁烷、甲醇、乙酸乙酯、异丙醇；

5）渗氮剂用的氨；

6）保护气氛用的氨分解气、氢、吸热式气氛。

2.1.3　危害及安全防范措施

（1）淬火油

1）常用淬火油的闪点见表 7.2-2。

2）危害　淬火油的最大危害是容易造成火灾。其主要原因一是在淬火时，高温灼热的工件和夹具没有完全浸入油中，致使表面的油液迅速蒸发为易燃蒸气，达到闪点后会立即起火燃烧；二是当油温升高后体积不断膨胀，尤其是油槽中有水存在，油温超过 120℃时，会形成大量泡沫，使油槽中油位迅速上升，造成热油外溢，遇有火源时，能很快燃烧；三是由于长时间工作，油温不断升高，当达到闪点以上温度时也会立即着火。

3）安全防范措施

① 淬火天车应保持完好状态，并应有备用电源，以防热工件在半浸油状态时天车突然停止。

② 淬火操作时必须将工件及吊具迅速、全部浸入油中。

③ 油槽要有足够的容积，装入的油量不能太多，通常为油槽容积的 70%。溢油孔开的位置不宜太高，一般应低于油槽上端 150 mm。

④ 最好在油槽内安装可测量水量的检测器。

⑤ 为防止油温升高，油槽应采用蛇形冷却水管或外部热交换器。

⑥ 油槽应备有可有效地隔绝空气的盖或罩。一旦着火可迅速盖住，防止火势扩大。

表 7.2-2　淬火油的闪点

类别	名称	闪点/℃
全损耗系统用油（机油）	N7（5号高速机油）	110
	N10（7号高速机油）	125
	N15（10号高速机油）	165
	N32（20号高速机油）	170
	N46（30号高速机油）	180
	N68（40号高速机油）	190
	N100（70号高速机油）	200
普通淬火油	1号普通淬火油	170
	2号普通淬火油	170
	快速淬火油	170
光亮淬火油	GZ－1　1号光亮淬火油	170
	GZ－2　2号光亮淬火油	180
	快速光亮淬火油	180
真空淬火油	1号真空淬火油	170
	2号真空淬火油	210
等温、分级淬火油	1号热油	200
	DF2－A	280
	DF2－S	260

⑦ 在工艺许可的条件下，尽量采用闪点较高的淬火油。
⑧ 车间要配置足够的、适用的灭火器材。
(2) 回火油
1) 常用回火油的闪点见表 7.2-3。

表 7.2-3　回火油的闪点

名　称	闪点/℃
19号压缩机油	240
24号饱和汽缸油	240
38号过热汽缸油	290
52号过热汽缸油	300
65号合成汽缸油	320
HH－1－JB 回火油	230
HH－2－JB 回火油	280

2) 危害　回火油的闪点均比淬火油高，似乎着火的危险性不大，其实并不然。这是因为回火油平时都是在工艺规定的热状态下工作，如果一旦电加热管的控温仪表失灵跑温，油温会很快超过自燃点而燃烧。另外，油槽漏油也会引起火灾。装炉量过大或油槽中进水，也会使热油外溢造成火灾。
3) 安全防范措施
① 应选择闪点高的油。油的闪点至少应比工作温度高50℃以上。
② 油炉必须配备可靠的自动控温仪表及超温报警装置和主回路电源自动切断装置。
③ 严禁把带水的工件装入油炉内。
④ 认真控制装炉量，以防超载后热油溢出。
⑤ 平时注意查看油炉内的油耗是否正常。如油耗过大，则可能有渗漏。应及时采取措施，消除隐患。
(3) 有机清洗剂
1) 常用有机清洗剂的性能见表 7.2-4。

表 7.2-4　有机清洗剂性能

名称	闪点/℃	自燃点/℃	最小点火能量/mJ
汽油	－42.8	280	0.20
乙醇	14	422	—
苯	－14	555	0.20

2) 危害　有机清洗剂的闪点均很低，属一级易燃液体。它们在常温下限有极强的挥发性，能产生大量可燃气体。这些蒸气的点火能量都很小。稍不留意，便会酿成大火灾或爆炸，给人或物造成极大的伤害。
3) 安全防范措施
① 有机清洗剂应采用金属容器密封，保存在通风良好、温度较低的独立房间，并不得与爆炸物、自燃物同室存放。防曝晒、撞击，严禁烟火。
② 严格控制使用量。在清洗工件的现场严禁有各种火源（明火、电火花等）和热源（白炽灯、灼热工件等），并应具有良好的通风。
③ 清洗现场要有足够的消防器材，一旦起火应立即用二氧化碳、泡沫、干粉及1211灭火剂灭火，决不能用水。
④ 最佳的办法是用水溶性清洗剂代替易燃的有机清洗剂。
(4) 燃料
1) 常用燃料的成分、性能见表 7.2-5。
2) 危害　无论是液体燃料还是气体燃料都属易燃物质。在保存、运送、使用过程中稍有疏忽，极易发生火灾、爆炸事故。如输送管道或设备泄漏，开炉点火或停炉操作错误，输入炉中的燃料、空气比例失调等都会造成火灾。
3) 安全防范措施
① 重油储罐和消耗油罐应放在车间以外具有防火设施的房间，并设置储油池与消耗油罐相连，如遇火灾，可立即把油排出。
② 重油在管道中流动时会产生静电。为消除因静电产生火花而引起燃烧、爆炸，排油管和构架必须接地。
③ 输油、气管道要有良好密封，并设有总闸门、分闸门，发现泄露或起火应及时关闭。
④ 管道应安装压力调节器，压力继电器、自动截止阀和报警器，遇压力反常，可自动截断燃料供应并报警。
⑤ 燃料炉应设有火焰逆止器，以防止回火。
⑥ 严格执行操作规程，防止在炉内形成爆炸性的混合气体。
⑦ 车间要配置足够的防火器材。
(5) 渗剂和制备可控气氛的原料
1) 常用渗剂及可控气氛原料的性能见表 7.2-6。
2) 危害　在渗剂及制备可控气氛的原料中，无论是液体还是气体，都属于易燃的物质，它们的闪点、自燃点和最小点火能量都很低，一旦泄漏，即使遇到些微火种也会酿成火灾。
3) 安全防范措施
① 应储存于阴凉通风的房间，严禁火种和热源，不允许和氧化剂、酸类接触，否则可能发生剧烈氧化反应，释放大量热能，使可燃液体或气体温度升高到自燃点，引起火灾或爆炸。
② 储存的容器及管道必须严加密封，保证无泄漏。
③ 渗碳炉、保护气氛炉等设备要有良好的密封性。炉中排出的废气要充分燃烧后再排放至大气中。
④ 保护气氛发生炉的管路系统中必须安装火焰逆止器。
⑤ 工作现场要有良好的通风。

表 7.2-5　燃料的成分与性能

名称	成　分	闪点/℃	自燃点/℃
重油		60～100	380～426
天然气	主要是甲烷，其余为乙烷、丙烷、丁烷、二氧化碳、氮等	—	550～650
发生炉煤气	主要是一氧化碳、氢，其余为氮、二氧化碳、甲烷等	—	550～600
液化石油气	主要是丙烷、丁烷，其余为丙烯、丁烯、戊烷、硫化物、水等	—	446～480

表 7.2-6　渗剂和可控气氛原料的性能

名称	闪点/℃	自燃点/℃	最小点火能量/mJ
煤油	18	380～425	—
丙酮	-19	540	1.15
一氧化碳	—	610	—
甲烷	—	537	0.28
丙烷	—	450	0.26
丁烷	—	405	0.25
甲醇	11	470	—
乙酸乙酯	4.44	426.67	1.42
异丙醇	11.67	398.9	—
氨	—	650	—
氨分解气	—	—	—
氢	—	560	—
吸热式气	—	593	—

2.2　易爆物质

2.2.1　爆炸的定义与分类

爆炸是物质由一种状态迅速地转变成另一种状态，并在瞬间以机械能的形式放出大量的能量，同时产生巨大声响的现象。爆炸时温度与压力急剧升高，产生爆破、冲击作用，对人、物造成突发性损害。

爆炸分为物理爆炸和化学爆炸两种形式：物理爆炸是由物理变化引起的爆炸。由于物质受热突然膨胀或气化，使压力和体积骤然增加而引起爆炸。如熔盐中进入水分引起的爆炸和瓶装气体受到高温或暴晒引起的爆炸均属于物理爆炸。化学爆炸是由化学反应引起的爆炸，其实质就是高速度燃烧。它作用时间极短，仅为百分之几秒或千分之几秒。随着燃烧产生大量的气体和热量，气体骤燃膨胀产生很大的压力。化学爆炸通常伴随着火灾。

2.2.2　爆炸范围及其影响因素

当可燃气体、可燃液体的蒸气或可燃性粉尘和空气混合达到一定浓度时，遇到火源就会发生爆炸。这个浓度范围便称之为爆炸范围。它通常用体积百分数表示。其最低浓度称为爆炸下限，最高浓度称为爆炸上限。低于爆炸浓度下限时，遇明火不会爆炸也不燃烧。高于爆炸浓度上限时，遇明火也不会爆炸，但可以燃烧。如可燃物质的浓度始终保持在这一水平，则保持连续燃烧。

爆炸范围大的物质，爆炸危险性高，如乙炔的爆炸范围为2.5%～81%，乙烷的爆炸范围为3%～12.5%，乙炔比乙烷爆炸范围大8倍多，故爆炸的危险性大的多。另外爆炸下限越低，爆炸的危险性也越大，即使有很少的泄漏，也容易达到爆炸范围。

衡量可燃气体、可燃液体蒸气和可燃粉尘的空气混合物是否容易产生爆炸的技术指标是爆炸危险度（见下式）。其数值高的物质，爆炸可能性就大。

$$\text{爆炸危险度}=\frac{\text{爆炸上限}-\text{爆炸下限}}{\text{爆炸下限}}$$

影响爆炸范围的因素有温度、压力、氧含量和容器直径大小。温度、压力增高，气体中氧含量增加，都会导致爆炸下限降低，即爆炸危险度增大。容器的直径越小，爆炸上、下限的差也越小，发生爆炸危险性相对降低。

2.2.3　主要来源

1）液体的高、中温盐浴及硝盐浴；

2）固体渗碳剂的炭粉尘；

3）渗剂、燃料、可控气氛原料及有机清洗剂等；

4）火焰淬火用的氧气和乙炔；

5）高压气瓶、储气罐。

2.2.4　危害及安全防范措施

（1）熔盐

1）产生爆炸的原因及危害

① 熔盐遇水后，水在高温状态下会被迅速气化，容积急剧增大，压力骤然上升，产生物理爆炸，可使熔盐溅射几米以外，造成烧伤或烫伤。

② 外热式盐浴炉在重新开炉时，坩埚底部、侧面的盐首先熔化，而顶部表面仍结有固体盐壳。随着温度升高，内部液体不断膨胀，产生很大压力，最后冲击表壳产生物理爆炸。

③ 硝盐是强氧化剂，有助燃作用。硝盐熔浴中带进可燃的有机物（生物有机物、有机化合物、活性炭等）后，会引起强烈的化学爆炸，并迅速着火。

2）安全防范措施

① 盐浴炉不得安放在车间的通风天窗下面，以防雨水等进入。补充的新盐或要入炉加热的工件、夹具等必须充分烘干。

② 盐浴炉启动时，应将表面的固体壳打碎，使熔盐与大气相通。

③ 硝盐的使用温度不得超过600℃，否则硝盐会发生分解，分解产物会与钢铁反应而产生爆炸，因此控温仪表要有超温保护。

④ 严禁将棉织物、石墨、木炭、油脂及氰化盐带入硝盐中。

⑤ 硝盐炉最好采用电加热，因为用重油或煤气加热会在坩埚底部沉积大量炭黑，一旦硝盐泄漏，很容易发生爆炸。

⑥ 硝盐必须保存在金属容器中，严禁用木箱、布袋包装。

⑦ 不允许在硝盐炉中处理镁合金。

⑧ 硝盐炉发生火灾时，应使用干砂扑灭，切不可用泡沫灭火，否则会发生爆炸。

（2）燃料及化学物质

1）常用燃料及化学物质的爆炸范围见表 7.2-7。

表 7.2-7　燃料及化学物质爆炸范围

名　称	爆炸范围/%	爆炸危险度	最小点火能量/mJ
炭粉	35.0[①]	—	35.0
重油	1.4～6.0	3.3	—
城市煤气	5.5～32.0	4.8	—
液化石油气	2.0～15.2	6.6	—

续表 7.2-7

名　称	爆炸范围/%	爆炸危险度	最小点火能量/mJ
煤油	0.7～5.0	6.1	—
丙酮	2.5～13.0	4.2	1.15
甲烷	5.0～15.0	2.0	0.28
丙烷	2.1～9.5	3.5	0.26
丁烷	1.5～8.5	4.7	0.25
甲醇	5.5～36.0	5.5	0.215
乙酸乙酯	2.2～11.5	4.2	1.42
异丙醇	2.3～12.7	4.5	—
一氧化碳	12.5～74.0	4.9	—
氨	15.0～28.0	0.9	—
氨分解气	5.4～73.1	12.5	—
氢	4.0～75.6	17.9	0.019
吸热型气	8.5～71.8	7.4	—
乙炔	1.5～82	53.7	0.019
汽油	1.4～7.6	4.4	0.2
乙醇	3.5～19.0	4.4	—
苯	1.2～8.0	5.7	0.2

① 炭粉的爆炸下限值，单位 g/m^3。

2）危害　上表所列的可燃气体、可燃液体蒸气和可燃粉尘的共同特点是爆炸范围较宽，爆炸下限也低，且最小点火能量小，因此很容易发生爆炸，而且爆炸时的爆轰速度很高（见表 7.2-8），可以对人和物造成极大的伤害。

表 7.2-8　几种气体的爆轰速度

混合气体	混合比例/%	爆轰速度/$m \cdot s^{-1}$
乙醇－空气	6.2	1 690
一氧化碳－空气	66.7	1 264
甲烷－氧	33.3	2 164
苯－氧	11.8	2 206
乙炔－氧	40.7	2 716
氢－氧	66.7	2 821

3）安全防范措施　一是防止可燃物质与空气构成爆炸混合物；二是消除着火源；三是隔绝空气储存。主要措施如下。

① 生产设备、容器、管道必须有良好的密封，防止泄漏形成爆炸混合物。

② 在不影响生产的前提下，尽可能选择在爆炸范围以外的浓度使用，或选择爆炸性小的物质代替。

③ 车间要有良好的通风设备，排气放空管应伸出屋外 3 m 以上，并保证管道不致造成真空或堵塞。

④ 对具有爆炸危险的设备，在开炉或停炉检修时，必须用氮或惰性气体把炉内可燃气体置换干净。

⑤ 在具爆炸危险性的环境中，必须杜绝各种火源，如明火，电器设备产生的火花，静电放电产生的火花，雷电火花和机械撞击产生的火花等。

⑥ 在输送可燃物质的管道中安装火焰逆止器。

⑦ 配备相应的气体测爆仪器。

（3）高压气瓶、储气罐

1）产生爆炸的原因及危害　热处理生产所用气瓶、气罐的压力有两种，一种是装高压的压缩气体氧、氢、甲烷等，压力一般在 15 MPa 以下；另一种是装低压的液化气体氨、丙烷等，压力一般在 3 MPa 以下。两种气瓶都有爆炸的危险，发生的原因有以下几点。

① 气瓶的材质、结构或制造工艺不符合要求。

② 由于保管和使用不当，受日光暴晒、明火、热辐射等作用，使气瓶温升过高，压力剧增，直至超过瓶体材料的强度极限。据试验，氢气瓶每升温 2℃，瓶内压力就增加 10^5 Pa；液化石油气瓶在 20℃时的压力为 7×10^5 Pa，到 40℃时的压力即为 2×10^6 Pa；当瓶温超过 30℃时，乙炔在丙酮里的溶解度降低，压力大大升高。

③ 运输时气瓶从高处坠落、倾倒或滚动等，发生剧烈冲击碰撞。

④ 氧气瓶上沾有油脂或氧气瓶内混有可燃气体。

⑤ 可燃气瓶发生漏气，乙炔瓶处于卧放状态或大量使用乙炔时丙酮随同流出。

⑥ 乙炔瓶内多孔物质下沉，产生净空间，使乙炔气处于高压状态。

⑦ 气瓶放气速度太快，气体迅速流往阀门时产生静电火花。

气瓶爆炸犹如炸弹一样，飞出的碎片可造成人伤亡、物损坏。另外瓶内释放出的易燃气体或液体会立即与空气混合，形成爆炸性的混合气体，当遇到物理爆炸时产生的火花，会再引起化学爆炸（二次爆炸），其威力及破坏程度远远超过物理爆炸。

2）安全防范措施

① 气瓶在运输、使用中，避免剧烈振动和撞击。

② 气瓶应远离高温、明火和易燃易爆物质。乙炔气瓶严禁与氧气瓶同库储存。氧气瓶不得与油脂物质、可燃气体瓶接触。

③ 乙炔、液化石油气在冬季会出现冻结或出气缓慢，此时严禁用明火烘烤，必要时只可用 40℃以下温水加热。

④ 乙炔气瓶必须直立放置，严禁倾倒、卧放，防止丙酮流出。

⑤ 气瓶内的气体不能用尽，应留存压力为 $(2\sim3)\times10^5$ Pa 的余气。

⑥ 液化石油气装罐时不得装满，必须在瓶内留有一定的气化空间，用后的残渣不得自行倒出。

⑦ 每三年应对气瓶进行一次水压检验。

2.3 毒性物质

2.3.1 定义

某些物质侵入人体后，能与人的肌体组织发生生物化学或物理化学作用。在一定条件下和一定数量时，破坏人体正常的生理机能，损害人的肌体，引起功能障碍、疾病甚至死亡，这些物质称为毒性物质。

在生产过程中产生或使用的各种有毒物质，通称为生产性毒物或工业毒物。工业毒物通常来自原料、辅料、废水和废渣。存在的形式为固体、液体或气体。

衡量各种毒物急性中毒毒性大小的指标习惯上使用半数量致死剂量（浓度），以 LD_{50}（LC_{50}）表示。它的意思是使被试验的温血动物（小兔、小白鼠等）在 48 h 内死亡 50% 的剂量，单位为 mg/kg 体重。可见毒性物质的半数致死剂量越小，其毒性越大。化合物毒性分级见表 7.2-9。

2.3.2 主要来源

1）液体碳氮共渗、氮碳共渗和气体氮碳共渗的原料及排放物：氰化钠、氰化钾、氢氰酸；

2）气体渗碳的排放物：一氧化碳；

3）盐浴中的氯化钡、亚硝酸钠及钡盐渣。

表 7.2-9　化合物毒性分级

毒性分类	小鼠一次经口服 LD_{50} /mg·kg⁻¹	小鼠吸入 2 h LC_{50} /10^{-6}	兔经皮注 LD_{50} /mg·kg⁻¹	对人的可能致死量/g
剧毒	< 10	< 50	< 10	0.06
高毒	11 ~ 100	51 ~ 500	11 ~ 50	4
中毒	101 ~ 1 000	501 ~ 5 000	51 ~ 500	30
低毒	1 001 ~ 10 000	5 001 ~ 50 000	501 ~ 5 000	250
微毒	> 10 000	> 50 000	> 5 000	> 1 200

2.3.3　危害及安全防范措施

(1) 氰化钠、氰化钾、氢氰酸

1) 危害　氰化物进入人体有三条途径：一是皮肤吸收，皮肤可以大量吸收弥散在空气中的氰化氢气体；二是呼吸道吸入；三是经伤口或口腔摄入。主要症状是恶心、头痛、胸闷、呼吸急迫、体温下降、血压升高、心律紊乱，以至昏迷，严重者可由于呼吸衰竭而死亡。

2) 安全防范措施

① 在热处理生产中应尽量少用或不用氰化物。

② 氰化物及其废渣在运输、保存中必须严密包装，严防泄漏。

③ 建立严格的保管、领用制度，不得造成剧毒品流失。

④ 生产中必须认真执行安全操作规程，穿戴有效的防护用具，现场禁止吸烟、饮水、进食，饭前洗手，工作后换衣。

⑤ 液体碳氮共渗应在单独房间内操作，室内要有良好的通风，保证及时、全部地把有害气体排出室外。

⑥ 含氰化物的废料、废水必须经无毒化处理后再处置排放。下水道必须与酸液、废水分开，以免引起氰化氢气体中毒。

⑦ 车间应设置急性中毒急救箱，操作工人应尽量作到人人会现场急救。

(2) 一氧化碳

1) 危害　一氧化碳是人们接触机会最多的窒息性气体，毒性极强，在空气中的浓度达到 0.04% ~ 0.06%时，2 ~ 3 h 就会引起中毒；浓度大于 0.06%时，很快就有中毒症状；浓度大于 0.4%时可立即出现痉挛以至死亡。

2) 安全防范措施

① 气体渗碳炉应有良好密封，排放的废气必须点燃，使一氧化碳完全燃烧。

② 煤气管道在使用前要进行密封性试验，使用中要经常检查泄漏情况，防止管道漏气。

③ 操作燃料炉时，要合理控制燃料及空气的比例，保证燃料在炉腔中能完全燃烧。炉门要严密，防止炉气大量外泄。

④ 在产生一氧化碳较多的场地，应有良好的通风，并应设置一氧化碳自动报警仪或红外线一氧化碳自动记录仪。

⑤ 加强安全教育，普及急救知识，设置必要的防护器材。

(3) 氯化钡、亚硝酸钠

1) 危害　氯化钡和亚硝酸钠都是毒性很强的物质，通过用两种盐的废渣浸出液对小白鼠进行毒性试验表明，注射氯化钡废渣浸出液的 10 只白鼠在 10 min 内全部死亡。注射亚硝酸钠废渣浸出液的 10 只白鼠在 30 min 内全部死亡。人误食氯化钡后 2 ~ 3 h 即出现钡中毒现象。亚硝酸钠属窒息性毒物。

2) 安全防范措施

① 氯化钡和亚硝酸钠的原盐及废渣应妥善保管，不得随处放置，这一点往往易被人们所忽视。

② 钡盐、亚硝酸盐蒸发的烟气对人体也有很大危害，因此盐浴炉均应有良好的局部抽风。

③ 废渣、废水必须经无害化处理后方能排放，通常的办法是在含氯化钡的废水中加入硫酸钠，生成无毒的硫酸钡，在亚硝酸钠的废水中加入次氯酸钠，生成无毒的硝酸钠。

2.4　高压电

2.4.1　定义

按照电压的分类，对地电压在 250 V 以上为高压；对地电压在 250 V 以下为低压；对地电压低于 40 V 为安全电压。本标准中所述的高压电系指可以造成人身危险或死亡的电压，即通常 220 V 以上的电压。

2.4.2　主要来源

1) 高频装置的阳极电压（10 000 ~ 13 000 V）；

2) 中频设备的输出电压为（700 ~ 750 V）；

3) 离子渗氮炉的输出直流电压（700 ~ 1 000 V）；

4) 电阻炉及一般辅助设备的电源电压（220 V 或 380 V）。

2.4.3　危害及安全防范措施

(1) 危害

电流对人体的伤害有电击和电伤两种类型。电击是指电流通过人体内部造成的伤害。人体与带电导体直接接触，电流便由人体通过，当电流达到一定数值后，人的肌肉就会发生痉挛现象，如不立即脱离电源，最后便会引起呼吸困难，心脏麻痹，以至死亡。电伤是指电流对人体外部造成的局部伤害，有灼伤、烙印和皮肤金属化三种情况。

通常情况下，大部分触电事故是由电击伤害造成的，其严重程度与通过人体电流的大小，持续时间，接触部位，电流频率以及健康情况有直接关系。

电流通过人体的持续时间越长（使皮肤角质层碳化，人体电阻降低），则电流越大，其后果越严重。不同电流强度与通过人体的持续时间关系见表 7.2-10。

表 7.2-10　电流强度与允许持续时间

电流/mA	50	100	200	500	1 000
允许持续时间/s	5.4	1.35	0.35	0.054	0.013 5

通过心脏、呼吸系统和中枢神经的电流越大，电击的危险性也越大。在通电途径中，以胸至左手的通路最为危险，很容易造成呼吸停止、心脏麻痹导致死亡。从脚至脚的通路虽然伤害程度较轻，但很可能因痉挛而摔倒，导致电流通过全身，发生触电死亡。电流对人体的伤害程度见表 7.2-11。

表 7.2-11　电流对人体的伤害程度

电流（50 Hz）/mA	对人体的伤害程度
1	开始有感觉，但无疼痛现象
10	感觉强烈，产生痉挛，动作困难，但尚能摆脱
100	呼吸麻痹，当延续 3 s 以上时，便出现心室颤动
> 500	延续 1 s 以上有死亡危险

电流频率不同，对人体的伤害程度也不同。工业上用的 50 ~ 60 Hz 工频交流电，对于设计电气设备比较合理，但从安全角度看，这种电对人最危险。1 000 Hz 以上的交流电，伤害程度相对减轻。但高频、高压电也有使人致命的危险。不同频率对人体的危害见表 7.2-12。

表 7.2-12　电流频率对人体危害

电流频率/Hz	50～100	125	>200
对人体的危害	有45%的死亡率	有20%的死亡率	基本上可以消除触电危险

(2) 安全防范措施

① 高频装置的房间地面应铺设绝缘橡胶，并保持室内干燥，工作时应穿绝缘胶鞋，高压电源周围应采用围栏，外壳门与主回路电源应有联锁装置。

② 各种热处理设备及控温柜等要接地，电源部分应用罩、盖密封，防止直接接触及带电体。

③ 装出炉时必须拉闸，严禁带电操作。

④ 定期进行用电安全教育，使操作者掌握急救的基本方法。

2.5 炽热物体及腐蚀性物质

2.5.1 来源

1) 高温状态下的加热炉，热的工件、吊具、夹具；

2) 淬火回火的加热介质熔盐、热油；

3) 激光束；

4) 用于酸洗除锈的硫酸、盐酸和浸蚀渗碳试样用的硝酸；

5) 碱浴分级淬火介质、淬火冷却液及碱性发蓝用的氢氧化钾、氢氧化钠。

2.5.2 炽热物体

1) 危害　可以使人造成热烧伤或烫伤，使皮肤、黏膜、肌肉等组织损伤。严重的热烧伤会引起肌体水和电解质平衡失调、感染和发生休克等后果。

2) 安全防范措施

① 炽热的工件、吊具、夹具等应放车间指定工位，不要随意乱放。

② 工作时必须穿工作服，带手套，不允许打赤背、着短裤、穿拖鞋。

③ 防止盐炉爆炸、热油飞溅。

2.5.3 激光束

1) 危害　激光是一种纯粹的单色光，能量高度集中，方向性强，亮度极高。如果将激光聚焦后照射在物体的局部，能产生几百万度高温和几百个大气压的压力。激光对人体的危害是通过其热效应、光压效应和化学效应对人的眼睛产生伤害，造成角膜烧伤或穿孔，尤其是视网膜灼伤或穿孔最多见，可引起眼内压增高，晶体混浊而致白内障，以及虹膜、黄斑、眼底的改变，从而引起视力下降或失明。激光还可烧伤皮肤，但其范围很小，其表现与高温辐射性皮肤烧伤相似。另外激光对神经系统的影响也是一个值得注意的问题。

2) 安全防范措施

① 合理地安排激光加工机的光路走向，以防激光对人体直接损伤。

② 激光室的墙壁避免过分光滑，应涂暗色吸光油漆等材料，室内不得堆放无关物品，以减少光反射。

③ 工作时佩戴防护眼镜，严禁用眼睛直视激光束。

④ 穿戴反射性较强的白色工作服、帽子，以减少对皮肤的危害。

⑤ 室内要有良好的通风，尤其在应用氦激光器时更应注意，因为氦激光器能产生浓度很高的臭氧而影响人体。

⑥ 使用大功率二氧化碳气体激光器时应带头盔，以防对人体中枢神经的伤害。

2.5.4 强酸、强碱

1) 危害　强酸、强碱都可以对人体造成化学性灼伤。硫酸可腐蚀皮肤，轻者局部发红，中等者烧成水泡，周围大量出血，严重者可引起皮肤及皮下组织完全坏死、烧成焦黑。发烟硫酸的蒸气会引起呼吸道刺激症状，严重者发生喉头水肿、支气管炎、肺炎甚至肺水肿。长期接触还会引起牙齿酸蚀症。

盐酸对皮肤有烧伤作用。盐酸蒸气对眼结膜及上呼吸道有强烈的刺激作用。长期接触还可能发生牙齿酸蚀症。

2) 安全防范措施

① 强酸、强碱必须严格保管、密闭封存。

② 接触强酸、强碱时必须穿专门的工作服、胶鞋，带橡胶手套、眼镜等防护用品。

③ 工作场所应准备有小苏打水、稀醋酸等溶液，以防不测时使用。

2.6 致冷剂

1) 来源　用于冰冷处理的氟里昂，干冰酒精溶液及液氮。

2) 危害　致冷剂的沸点（或升华温度）通常都很低，如氟里昂 F-13（CF_3Cl）的沸点为 -81.5℃，F-14（CF_4）的沸点为 -128℃；二氧化碳的升华温度为 -78.2℃；液氮的沸点为 -195.78℃。人体裸露部分如与这些物质接触，会使皮肤产生冷接触烧伤，轻者皮肤局部呈红色或紫红色，肿胀、充血、有灼痛感；较重者皮表出现水泡或大泡；严重者先是感到针刺般疼痛，逐渐感到麻木至感觉丧失。外冻复温后，皮肤逐渐变褐、变黑，出现明显组织坏死，并可能引起细菌感染和出现败血症和破伤风。

3) 安全防范措施

① 严防致冷剂泄漏，容器、管道应密封。

② 冷处理设备应有必要的防护装置。

③ 操作时必须带手套、眼镜等防护用品。

2.7 坠落物体或迸出物

1) 来源　起吊、运输的工件滑落，码放的工件坍塌；校直的工件或淬裂的工件崩出。

2) 危害　坠落物或迸出物都会导致人产生机械性外伤，严重者会造成死亡。生产中出现的磕、撞、崩、砸、摔、挤、轧等工伤事故层出不穷，占事故总比例的很大部分。应特别注意。

3) 安全防范措施

① 经常检查天车的机械、电气等部分，保证安全、可靠、灵敏。

② 被吊工件必须捆缚牢固，不得超负荷。严禁在吊钩下停留或行走。

③ 用叉车起运工件时，重量应均衡地落在货叉上，对于码放不整齐、头重脚轻的工件不准使用叉车。叉车在车间内的行驶速度每小时不得超过 5 km。提升工件时，人不得在货叉附进站立或通行。

④ 用压力机校直工件时，应将工件及 V 形垫铁放平稳。加力时工作台左右严禁站人。

⑤ 为避免工件淬火开裂崩出，应在淬火后及时回火，以消除应力。

3 热处理生产中的有害因素

热处理生产中常见的物理性有害因素有热辐射、电磁辐射及噪声，化学性有害因素有粉尘及有害气体。

3.1 热辐射

1) 来源　高温电阻炉、盐浴炉以及炽热的工件、吊具、夹具等。

2) 产生的原因及危害　少量的热辐射并不对人产生多大影响，只有当作业场所的热源每小时散热量大于 84 kJ/m²

或热辐射强度超过 4.2 J/（$cm^2 \cdot min$）的时候，即构成高温作业环境，才会对人产生危害。

由于高温热辐射作用，肌体散热机制发生障碍会使人中暑，中暑主要表现为大量出汗、口渴、头晕、全身疲劳、体温上升、胸闷、皮肤灼热、血压下降等，甚至劳动中突然昏倒或发生痉挛。

3）安全防范措施

① 热处理炉的外墙应采用隔热性能好的耐火材料砌筑，使炉壁的表面温度不高于室温以上 50℃。

② 车间要有良好的自然通风和强制通风，高温浴炉要有局部抽风。

③ 高温炽热的工件、夹具等出炉后应放在车间的下风侧。

④ 加强个人防护，操作者应穿白色工作服。供应合理的饮料及适当的保健营养品。

⑤ 合理安排劳动班次和劳动时间，以利人体机能的恢复。

3.2　电磁辐射

1）来源　电磁辐射主要来源于高频感应加热装置的电源。工件在感应加热时，在感应器周围空间产生交变磁场，该交变磁场的能量除用于工件加热外，还有一部分以电磁波的形式向周围空间辐射。高频电磁波按其波长的不同分类，见表 7.2-13。

2）危害

① 辐射强度越大，危害越严重。

② 频率越高（波长越短），危害作用突出，频率低于 105 Hz 的超音频及中频电源，对人体无甚影响。

③ 受辐射的时间越长，影响程度越严重。

④ 脉冲波比连续波对人体的影响严重。

⑤ 女性比男性对电磁波的敏感性大。

表 7.2-13　高频电磁波分类

类别	中波	中短波	短波	超短波
波长/m	3 000 ~ 200	200 ~ 50	50 ~ 10	10 ~ 1
频率/Hz	高　频		超　高　频	
	1×10^5 ~ 1.5×10^6	1.5×10^6 ~ 6×10^6	6×10^6 ~ 3×10^7	3×10^7 ~ 3×10^8
应用场所	感应加热，介质加热无线电广播、通信，物理治疗		无线电广播通信，电视，物理治疗，射频溅射	
最大容许标准	电场强度　$E\leqslant20$ V/m，磁场强度　$H\leqslant5$ A/m			

表 7.2-14　高频屏蔽效果比较

屏蔽材料	规　格	电场强度/$V\cdot m^{-1}$	
		屏蔽前	屏蔽后
纯铜板	0.5 mm 厚	800	75 ~ 80
镀锌铁板			70 ~ 76
铝板			76 ~ 80
黑铁板	1 mm 厚	800	82
黄铜网	20 目	800	55
铁网			58
铝网	拉网	800	50
铜丝、纤维布	交织	600	40
铜网	0.024 mm(70 目)		25

注：不接地处理。

电磁波可以任意穿透多种物质，它可以大面积杀伤或杀死人体的细胞，而且会破坏人体固有的电流及磁场，影响人体生态平衡，造成神经系统与心血管的功能紊乱，使人产生头昏、头痛、倦怠乏力、失眠多梦、烦躁激动、食欲不振、血压失常、心律减慢、白血球减少等症，甚至引起生育畸形和癌变等。

高频电磁辐射对人体的影响不是器质性的改变，脱离一段时间即可恢复正常。不是所有人都会发生。

3）安全防范措施

① 高频感应设备的输出馈线及振荡线圈应进行屏蔽，可获得良好的效果，见表 7.2-14。

② 操作者要定期检查身体，对有严重神经衰弱、心血管系统疾病者，不应继续从事高频工作，孕妇及哺乳期妇女应暂时脱离高频工作。

③ 避免空腹工作，当肌饿、失水、营养不足和缺乏维生素 B2 时，对电磁波的抵抗力会明显减弱。

3.3　噪声

3.3.1　定义

物质在介质中振动，以波的形式传播，凡能使人引起音响感觉的振动称为声振动，由声振动所引起的纵波便是声波。声波的频率范围在 20 ~ 20 000 Hz 之间，频率低于 20 Hz 的机械波称次声波，频率高于 20 000 Hz 的机械波称超声波。噪声是声波的一种，它具有声波的一切特性。从物理学来讲，噪声就是各种不同频率声音的杂乱组合。从生理学来说，凡是使人烦躁的、讨厌的、不需要的声音都叫噪声。

声波是机械波，是一种疏密波，它能使空气时而变密，时而变稀，变密时压强就高，变稀时压强就低，这种由声波引起的大气压强的变化量称为声压，声压越大则声音越强，声压越小则声音越弱。正常人耳刚能引起音响感觉的声音压称为听阈（约等于 2×10^{-5} N/m^2），声压增至人耳产生不快或疼痛感觉时称为痛阈（约等于 20 N/m^2）。听阈与痛阈之间的声压范围称为听阈。由听阈至痛阈，声压大小相差 100 万倍，可见人的听域是很宽的，为了方便地表达声压大小，人们习惯上采用对数级表示，称为升压级 L_P，用其表示声音的强弱。即某一声压 P 与基准声压 P_o（听阈声压 2×10^{-5} N/m^2）比值的常用对数的 20 倍（见下式），单位为分贝。所以，由听阈至痛阈的声压级为 0 ~ 120 dB。

$$L_P = 20\lg(P/P_o)\ \mathrm{dB}$$

3.3.2　来源

1）喷砂机、喷丸机的噪声约 110 dB。

2）加热炉的燃烧器，高速燃烧嘴的噪声约 110 ~ 120 dB。

3）真空泵、通风机、压缩机的噪声约 85 ~ 100 dB。

4）中频发电机噪声约 110 ~ 120 dB。

5）井式渗碳炉风扇电动机。

6）超声清洗设备。

3.3.3　危害

1）对听觉力的损伤　人短时间接触强噪声后，会出现听力下降或听阈升高，当脱离噪声环境几小时则可完全恢复。如果接触时间较长，则听力可能要十几小时或几十小时才能恢复原状，这个现象叫暂时性听阈偏移，也叫听觉疲劳，属暂时性的生理现象，内耳感音器官并未受到损害。但如果常年累月地在噪声环境中，听觉疲劳现象就不能复原，内耳感音器官会发生器质性病变，造成职业性听力损失。听力损失在高频听力损伤的基础上，语言频段 500、1 000、2 000 Hz 听力损失平均在 25 ~ 40 dB 为轻度噪声聋；41 ~ 70 dB 为中度噪声聋；大于 70 dB 为重度噪声聋，这时已听不见说话声和广播声了。

2）对神经系统的影响　噪声会导致大脑皮层的兴奋和抑制平衡失调，出现神经衰弱综合症，产生症状有头痛、昏晕、耳鸣、失眠、心慌和全身疲乏无力等。

3）对消化系统的影响　在噪声作用下，胃功能紊乱，食欲不振，胃液分泌减少，蠕动减慢，恶心呕吐，并可能导致胃病及胃溃疡发生。

4）对心血管系统的影响　在噪声作用下，高感神经紧张度增强，心率加快，血压波动，心电图异常。

5）对内分泌系统影响　在噪声作用下，肾上腺皮脂激素分泌增加，性腺功能发生变化，月经失调，生殖能力下降。

6）对心理精神方面的影响　长期接触噪声，可使人心情烦躁，易疲倦、情绪不好、反应迟钝。

3.3.4　安全防范措施

1）车间建设要符合标准。为防止噪声危害，卫生部和原国家劳动总局于1980年1月1日颁布了《工业企业噪声卫生标准》（试行草案），见表7.2-15。

表7.2-15　基本建设的噪声规定

每个工作日接触噪声时间/h	新建、扩建、改建企业	现有企业（暂时达不到标准）
	允许噪声/dB	
8	85	90
4	88	93
2	91	96
1	94	99
最高不得超过	115	

2）控制和消除噪声源是防止噪声危害的根本办法，应尽量采用低噪声的设备与工艺，如用晶闸管中频电源代替中频发电机组。

3）控制噪声的传播与反射，如对喷砂、喷丸、中频发电机组、超声波清洗设备等要放在独立、封闭的房间、内壁应采用多孔材料敷粘，风机及压缩机的进、排气管可用阻性消声器或抗声消声器，可降低噪声10~40 dB。

4）加强个人防护。操作时，带防声耳罩、耳塞、护耳棉或防声帽。这些防护用品的隔声值平均都可达20 dB以上。

5）加强健康监护，定期检查身体。对患有听觉器官、中枢神经系统、植物神经及心血管系统疾病者，不宜再从事强噪声作业。

3.4　粉尘

3.4.1　定义

粉尘是长期漂浮于空气中的固体微粒。在工业生产中产生的粉尘称为生产性粉尘。粉尘按其理化性质分为无机性粉尘，有机性粉尘和混合性粉尘。热处理车间产生的粉尘主要是无机性的混合粉尘、粉尘的粒度大小差异很大，在空气中活动方式也不同。粒子直径大于10 μm的称粗尘，肉眼可见，它在静止空气中停留时间很短，以加速度下降；粒子直径在10~0.1 μm之间的称为飘尘，它在空气中下降缓慢，粒子直径中0.1~0.001 μm之间的称为烟尘，其大小接近于空气分子，在空气中呈布朗运动，在静止空气中几乎完全不沉降或非常缓慢地沉降。

3.4.2　来源

1）喷砂的石英砂尘和喷丸的氧化皮粉尘；

2）浮动粒子炉的石墨粉尘或氧化铝粉尘；

3）固体渗碳剂的炭粉尘。

3.4.3　危害

1）对呼吸系统的危害　粉尘主要是造成呼吸系统疾病。虽然呼吸道对吸入的粉尘具有滤尘、传递和吞咽等防御和消除功能，可使吸入的97%~99%的粉尘排出体外，但仍会有一部分滞留在体内。据检测，粉尘微粒大于50 μm的能完全被阻留在鼻、鼻咽、气管和大小支气管内；15~10 μm的粉尘可被阻止在上呼吸道内；10~5 μm的粉尘能达到肺泡内，但大部分也同样被阻留在呼吸道内；5~0.1 μm的粉尘最容易滞留在肺内，所以长期吸入粉尘，人体肺部积累越来越多，达到一定数量时，可引起尘肺。尘肺中以硅肺最为严重，硅肺中期主要表现有气促、胸痛、咳嗽、咳痰；晚期常伴有食欲不振、体力衰弱、头晕、失眠、呼吸困难、心悸，有的出现紫绀、异常合并成肺结核、肺原性心脏病等。三氧化二铝粉尘和炭粉尘虽然无毒，但吸入过多，同样能使肺部组织纤维化、硬化，失去正常呼吸功能。

2）对皮肤的危害　粉尘落在皮肤上，可产生机械性或化学性刺激，堵塞皮脂腺孔、形成粉刺、毛囊炎等，或造成皮炎甚至溃疡。

为了保护人身健康，国家有关部门于1979年9月30日公布了《工业企业设计卫生标准》，规定了车间内粉尘浓度最高容许范围见表7.2-16。

表7.2-16　车间内粉尘容许浓度

粉尘名称	最高容许浓度/$mg\cdot m^{-3}$
含有80%以上游离SiO_2的粉尘	1
含有10%以上游离SiO_2的粉尘	2
氧化铝粉尘	4
炭素粉尘及其他粉尘	10

3.4.4　安全防范措施

1）改进设备与工艺，以减少尘源，如采用液体喷砂代替干式喷砂，用气体渗碳代替固体渗碳等。

2）密封尘源，尽量使用密封的设备或密封的房间，以防止粉尘外逸。

3）通风排尘，对不能采用密封尘源的设备，如浮动粒子炉则需采用抽风的办法解决，将含尘气体直接抽走，确保作业点的粉尘浓度符合卫生规定。

4）加强个人防护措施，在粉尘无法控制或在高浓度粉尘条件下工作时，如干式喷砂等，应采用防尘罩，防尘服等。

5）定期对接触粉尘的人员进行体检，发现患者应及时治疗并调离工作。

3.5　有害气体

3.5.1　定义

有害气体分为刺激性气体和窒息性气体两大类。

刺激性气体中有酸（硫酸、盐酸、硝酸等）、卤族元素（氯、氟等）、强氧化剂和金属化合物。刺激性气体具有腐蚀性，人吸入后会造成中毒，对眼睛及呼吸道黏膜具有刺激作用，一般以局部损害为主。

窒息性气体按其对人体的毒害作用分为两种，一种称单纯性窒息性气体（氮、甲烷、二氧化碳），它本身无毒，但由于它们对氧的排斥，使肺内氧分压降低，因而造成人体缺氧，窒息。另一种称为化学性窒息性气体（一氧化碳、氰化物、硫化氢）。它的主要危害是对血液或组织产生特殊的化学作用，阻碍氧的输送，抑制细胞呼吸酶的氧化作用，阻断组织呼吸，引起组织“内窒息”，对人造成全身性损害。

人长期在被污染的空气中，身体就会受到危害。为保证人身安全，各国都对车间空气中有害气体的容许浓度作了规定，但所用定义不太相同，概括起来有以下三种。

1）最高容许浓度（MAC）　指工作地点空气中有害物质在长期多次有代表性的采样测定中，均不应超过的数值，

该浓度是以保障人身健康为目的。接触有害物质时间以每天 8 h，每周 6 天计算，在不超过浓度的情况下，长期接触亦不致产生用现代检查方法所能发现的任何病理改变。我国目前采用这种标准。

2）阈限值（TLV）　对大多数毒物是指每个工作日 7～8 h，每周 40 h，由所接触的时间加权平均浓度限值，该值可容许在一定限度内。阈限值强调防止对大多数人发生有害作用，美国联邦政府采用这种标准。

3）一次接触限值（最高容许峰值、应急接触限值）是指一次性临时接触的容许标准，此标准比最高容许浓度的尺度为宽，但除规定浓度外，还有接触时间的限制。我国卫生标准中对一氧化碳规定这类限值，其目的是防止急性中毒。

3.5.2　来源

1）盐浴炉产生的氯化钡、氰化钠，亚硝酸钠的烟雾。

2）气体渗碳，气体渗氮和保护气体的原料及排放物中的一氧化碳、氨、氰化氢及甲醇、丙酮蒸气。

3）酸洗、发蓝中的硫酸、盐酸、苛性钠的挥发物。

4）淬火、回火油槽产生的油蒸气。

5）用作清洗剂的汽油、苯蒸气。

6）冷处理泄漏的氟里昂。

3.5.3　危害

经常接触的有害气体对人体的危害程度及最高容许浓度见表 7.2-17。

表 7.2-17　有害气体的危害及容许浓度

名　　称	对人体的危害	最高容许浓度 /$mg\cdot m^{-3}$
一氧化碳	吸入后使血红蛋白失去带氧能力，导致组织缺氧，轻度中毒有头痛、恶心、呕吐、腹痛、全身无力等，严重时会昏迷、呼吸麻痹而死亡	30
氨	氨对上呼吸道、眼睛、鼻黏膜有刺激作用，出现流泪、畏光、流涕、咳嗽、胸闷等症状，并可能引起慢性支气管炎。重者在体表出现化学性灼伤，眼、口唇、鼻黏膜、咽黏膜糜粒、溃疡。吸入高浓度氨可因呼吸停止而造成闪电式死亡。急性氨中毒还可引起肝坏死	30
氰化氢	吸入后轻度出现头痛、头晕、恶心、呕吐，严重者抽搐、呼吸困难甚至死亡	0.3
乙炔	吸入高浓度乙炔后可发生急性中毒，表现为极度兴奋，后转入昏迷，出现紫绀，瞳孔反射消失，脉弱而不齐。浓度 30% 的乙炔可引起步态蹒跚。20% 的乙炔可引起兴奋、无故哭笑、言语增多、不安、头痛、乏力等，但停止吸入后上述症状可迅速消失	—
甲醇	甲醇蒸气吸入体内，氧化后生成甲醛和甲酸，引起中毒，使视神经畏缩、视网膜出血、视力下降，还可能造成植物神经功能紊乱，出现头昏、健忘、易兴奋、耳鸣、颤动等	50
汽油	吸入汽油蒸气会出现慢性中毒，主要症状为头昏、全身乏力、怕冷、食欲减退、心悸、健忘失眠、幻觉、悲观等一系列严重神经衰弱症。也有的出现贫血和白血球减少	350
苯	苯蒸气会造成慢性中毒，可抑制造血机能，早期表现为头昏、头痛、失眠、乏力、牙龈及皮下黏膜出血、血液中白细胞数量下降、血小板减少，严重时可导致再生障碍性贫血，另外长期接触可能造成皮肤干燥、皲裂、毛囊炎等	40
硫酸	硫酸蒸气对眼、咽喉及呼吸系统有刺激作用，可发生急性眼结膜炎、流涕、咽下疼通、咳嗽等，还可引起牙齿酸蚀症	2
盐酸	盐酸蒸气对眼结膜及上呼吸道有强烈的刺激作用，可引起慢性皮炎及支气管炎，还可使皮肤发生皲裂，牙齿产生酸蚀症	15
氟里昂	氟里昂本身无毒，但在有水蒸气条件下，遇明火时会立即分解成氯化氢、氯和一氧化碳等毒性气体，对人体造成伤害。另外它无色、无味，但密度比空气大，故停留在位置较低的地方而取代空气，由此引起人体缺氧中毒。吸入较高浓度的氟里昂裂解气 2～8 h 后，出现头晕、头痛、胸闷、恶心、喉痛、畏寒等。24 h 后呼吸道症状加剧，发生化学性支气管炎、肺炎、剧咳、气短、胸痛、发热等	1（换算成氟）
煤油	煤油蒸气吸入人体后，对肺部有刺激症状、胸痛、剧烈咳嗽、咳血痰、呼吸困难。吸入较多可引起肺水肿，带有心律失常、肝肿大，血尿及蛋白尿	300（按碳计）
乙醇	乙醇蒸气对眼睛和上呼吸道黏膜有轻度刺激作用，反复长期接触低浓度乙醇可使皮肤干燥、脱屑、皲裂和发生皮炎，高浓度乙醇可发生头痛、头晕、乏力、恶心等症状	1 000
丙酮	长期接触低浓度丙酮蒸气，可引起慢性结膜炎及上呼吸道炎症，伴有乏力、头痛、易激动、肝肿大、贫血等	400
氢氧化钠 氢氧化钾	挥发物的浓度低时，可使皮肤干燥、开裂；高浓度时可腐蚀、灼伤皮肤及皮下组织，刺激灼伤眼黏膜	0.5
钡及其化合物	烟雾或悬浮尘可刺激呼吸系统	0.5（推荐值）
矿物油	油烟蒸气可刺激呼吸系统	—

3.5.4　安全防范措施

1）以无毒或低毒的生产物料或工艺代替有毒或高毒的生产物料或工艺。

2）生产设备应尽量密封，防止有毒气体、蒸气、悬浮尘、挥发物等逸出。

3）采用隔离操作或仪表控制，减少人和有害气体少接触。

4）通风排毒，将作业场所的有毒气体及时排走或稀释到卫生标准规定的最高容许浓度值以下。

5）加强个人防护，在有毒气体中工作时，要戴防毒口罩、防毒面具和防毒手套等。定期检查身体。

4　热处理生产作业环境

4.1　定义

作业环境是劳动安全卫生的基本条件，其性质与任务是促进和维持各种职业工人的身体、精神处于最佳状态；预防工作条件对工人健康的损害，保护工人免受职业有害因素危及身体健康；使工人的生理和心理特征适应于职业环境。

4.2　车间卫生

车间内工作地点的夏季空气温度是，当夏季通风室外温度在22～28℃时，车间内工作地点的温度允许达32℃，室外温度为29～32℃时，允许达35℃。当高温工作地点的温度超过35℃时，应采取有效的降温措施，采用局部送风降温时，风速应控制在5～7 m/s。

车间工作地点的冬季空气温度：轻作业时不低于15℃，中作业时不低于12℃，重作业时不低于10℃。热处理工属于中作业（能量消耗在504～798 kJ/h）为12℃。考虑到热处理生产是高温作业，夏季高温对劳动者的影响很严重，故规定了最高温度及应采取的降温措施。而在冬季，只要门窗封闭能达到要求，操作者是不会受冻的。

4.3　作业场地空气中有害物质的最高允许浓度（见表7.2-18）

表7.2-18　热处理车间空气中有害物质的最高容许浓度

有害物质	最高容许浓度/$mg\cdot m^{-3}$
一氧化碳	30
二氧化硫	16
苛性碱（换算成 NaOH）	0.5
氮氧化物（换算成 NO_2）	5
氨	30
氰化氢及氢氰酸盐(换算成 HCN)①	0.3
氯	1
氯化氢及盐酸	15
甲醇	50
丙酮	400
苯①	40
三氯乙烯	30
氟化物（换算成 F）	1
二甲基甲酰胺①	10
粉尘	2(含10%以上游离二氧化硅) 1(含80%以上游离二氧化硅)
钡及其化合物	0.5（推荐值）

① 除经呼吸道毒害人体外，尚易经皮肤吸收的有毒物质。

4.4　噪声控制

对车间内作业场地的噪声规定为不得超过90 dB。这是指工人每天连续接触噪声8 h的噪声限制值。对于工人每天接触噪声不足8 h的场合，可根据实际接触噪声的时间，按接触时间减半噪声限制值增加3 dB的原则，确定其噪声限制值。热处理车间的噪声来自喷砂、喷丸，加热炉的燃烧器，直空泵、压缩机和通风机、中频发电机等。这些设备有的是安装在独立的房间内，有的可以安装在室外（如通风机等），故相对于冲压、锻造车间，热处理车间的噪声干扰并不突出，但根据国家标准规定了限制值，以保障劳动者的健康。

4.5　照度标准及应急照明

1）照明方式分为：一般照明、局部照明和混合照明。

热处理检验工作（包括自检）采用混合照明，最低照度为1 000～1 500 lx。一般生产过程的观察采用一般照明，不少于10 lx的照度。

2）厂房应备有应急照明灯。应急照明属事故照明。事故照明是在下列情况下使用的：

① 在正常照明因故障熄灭，将造成爆炸、火灾和人身伤亡等严重事故和场所，应装放临时继续工作用的事故照明；

② 当正常照明因故障熄灭后，在易引起工作事故或通行时易发生危险的场所，应装设人员疏散用的事故照明。

在热处理车间以上两种情况均存在。

4.6　设备间的距离

本标准规定了设备至墙壁间的距离应大于1 m，设备与设备之间的距离应不小于1～2 m（小型设备）及1.5～3 m（大型设备）。许多热处理设备的电源接线都设在设备的后部，各种控制柜也在后面开门。规定设备至墙壁间的距离大于1 m，是为了保证设备维修人员有足够的操作空间。设备与设备之间保持足够的距离是为了方便操作和有利于通风降温。

4.7　车间通道、安全标志和报警装置

为保证人流和物流畅通，车间内应设一定宽度的人行通道（1.5 m）和车行通道（3 m）。对危及人身安全设备及区域应设置安全标志牌。如高压设备（变压器、高频设备）、带电部位、危险品（有毒品）存放区等均应设置安全标志牌。

5　生产物料和剩余物料

5.1　生产物料

5.1.1　定义

生产物料是指生产需要的原料、材料、燃料、辅料和半成品。热处理生产所需的生产物料种类繁多，按存在危险因素和有害因素划分可分为一种是不存在危害因素的，如钢铁半成品、盐浴用的氯化钠，淬火用的水等；另一种为存在危害因素的，这种生产物料即为热处理生产过程中常见的危险和有害因素的来源之一，在安全生产中必须予以重视。

5.1.2　危险和有害生产物料分类

1）气体燃料　主要有天然气、液化石油气、甲烷、丙烷、丁烷、城市煤气、发生炉煤气、氮气、氢气等。

2）各种可燃的制备气氛　主要有吸热式气氛、放热式气氛、放热-吸热式气氛、用氨制备的气氛、用有机液体制备的气氛等。

3）易燃的有机液体　主要有甲醇、乙醇、乙酸乙酯、异丙醇、丙酮、汽油、煤油、重油、淬火油、回火油等。

4）氰盐、钡盐、硝盐　主要有氰化钠、氰化钾、氯化钡、亚硝酸钠等。

5）致冷剂　氟里昂。

此外，在热处理生产中酸洗时用的盐酸，发黑时用的氢氧化钠等强酸、强碱也属有危害因素的生产物料。

5.1.3　选用生产物料的原则

从安全生产的角度出发，选用生产物料的原则应优先采用无毒和低毒的生产物料，限制使用有剧毒的氰盐。如碳氮共渗采用气体碳氮共渗取代液体碳氮共渗（氰化），用低毒的三氟三氯乙烷（$C_2Cl_3F_3$，简称 F113）取代毒性大的三氯乙烯、四氯化碳作业超净清洗剂等。随着对环境保护的日益重视，今后会不断开发出新的热处理工艺和工艺材料，以减少乃至消除使用存在危险和有害因素的生产物料。

5.1.4　危险和有害生产物料的储存

1）应根据生产的需要在车间库房内储存适量的危险和有害的生产物料。车间的库房只作为供日常消耗物品的储存场所，大批量的生产物料应储存在总厂的各类库房内。对剧毒的氰化物应设专人管理，并有严格的领用手续，领用数量仅限当日消耗量。

2）生产物料的包装容器应符合要求，如易燃的有机液体应储存在金属容器内，要有明显的标示牌，必要时应列出注意事项。

3）存放物品的货架、容器等应具有足够的强度、刚度和耐腐蚀性能。

4）储存地点应通风良好，不受潮，不暴晒，远离火源和热源，避免机械撞击，并应配置符合规定的照明和消防器材。

5）应按各类物品的特性要求分别储存，如氧气瓶不能与油脂类、乙炔放在一起，有机物渗剂不得与氧化剂放在一起等。

6）储油池应有避雷装置。

7）搬运有害的生产物料应穿戴必须的劳保用品。

5.1.5　对煤气中硫含量的要求

对城市煤气、发生炉煤气和天然气要求硫含量不得超过 180 mg/m³。因为在这几种气体燃料中如果硫含量高，会严重地腐蚀炉衬，影响生产装置的安全。气体硫化物一般以硫化氢的形式存在。硫化氢散入大气中会造成严重的污染，影响人身健康。

5.2　剩余物料

5.2.1　定义

剩余物料是指生产过程中的余料和生产过程中产生的废品、废料，包括气态、液态和固态物质。与生产物料一样，剩余物料也可分为存在危险和有害因素的与不存在危险和有害因素的两种。如热处理生产中出现的废品是机械零件（工件），不会对人或设备造成危害。而气体渗碳炉排出的废气中的一氧化碳等则属于有危害性的剩余物料。

5.2.2　危险和有害剩余物料分类

1）有毒的气体燃烧产物　各种可燃气体燃烧后或易燃的有机液体燃烧（或热解）后产生的有毒废气，主要有一氧化碳、硫化氢、氢氰酸等。

2）盐浴炉的蒸发气体　主要有氯化钡、亚硝酸钠、氰化钠、氰化钾盐浴产生的蒸气和烟雾。另外，工件淬油蒸发的油烟雾，油淬工件回火时挥发的烟雾以及盐酸等强酸的挥发物均属有毒的气体。

3）由管道泄漏或容器渗漏外溢的有毒气体和液体有机化合物，如泄漏在空气中的可燃气体，泄漏在地面上的有机渗剂等。

4）带油脂和盐的淬火废液（指水基淬火介质）和清洗废液，这类剩余物料以往都是直接排放入下水道，这样势必造成废水排放超标。

5）老化的淬火油　由于对产品质量要求的提高，对淬火油的冷却性能也提出了很严格的要求，虽然使用添加剂可以恢复淬火油的冷却性能，但最终还是会有一定数量的老化淬火油出现。

6）氰盐、钡盐、硝盐的废盐及废盐渣　主要是指含有氰化盐、氯化钡及亚硝酸钠的盐浴中捞出的盐渣及废弃的旧盐。

7）浮动粒子炉、喷砂、喷丸的粉尘　主要为浮动粒子炉飞散出的石墨或氧化铝的颗粒，喷丸、喷砂飘散出的被喷工件上的氧化皮、金属丸和二氧化硅砂粒的粉尘。另外固体渗碳剂中的飘散出的碳粉、碳酸钠粒子等也属此类。

5.2.3　危险和有害剩余物料的处置

1）有毒的气体燃烧产物应点燃；喷砂、喷丸的粉尘等应经过洗等无害化处理后排放；盐浴炉的蒸发气体等应设抽风罩排放，使车间工作场地空气中的有害物质的最高容许浓度不得超过 JB/T 5073 的规定。

2）应及时检修输送管路，不得使用有渗漏的容器，以避免有毒气和液体有机物的泄漏。

3）带油脂的淬火废液和清洗废液的处置应符合下列要求。

① 在车间外设废水处理池，处理后油脂含量应不大于 50～100 mg/L，化学需氧量 COD 为 100～300 mg/L 后方可排入厂区总下水道至厂区进行集中处理。

② 若厂区无集中处理设施，应继续处理至油脂不大于 10 mg/L，化学需氧量（COD）不大于 100 mg/L，pH = 6～9 后方可排放。

③ 含有氯化钡和亚硝酸钠的废水应进行无害化处理后方可排放。

④ 对不能使用的老化淬火油，应交有关废品再生部门处理，不得任意废充。

⑤ 对含有氰化物及其他有毒的可溶性废盐、废渣，经鉴别确认为有害废物应进行无害化处理，再经鉴别为无害固体废物，可作为一般固体废物处置。

6　生产装置

6.1　电阻炉

6.1.1　电阻炉操作安全事项

为防止热处理工人在操作电炉时触电，当进出料开启炉门时，电源应有自动切断的联锁（见图 7.2-1）。应经常监控电炉设备的接地和电缆绝缘。

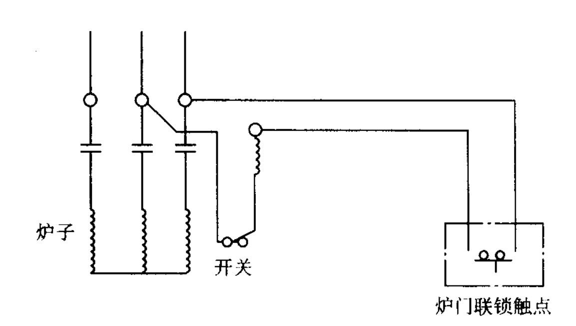


图 7.2-1　电炉炉门开启断电联锁

热处理电炉的安全要求如下。

1）变压器电热设备、仪表上都应设基本技术规格的标牌。

2）变压器和电炉都应设继电器保护。

3）设备控制仪表和操作台离工作位置愈近愈好。

4）降压、调压变压器和操作台可以允许直接连接在电炉的结构上。

5）热工仪表、电表应装在独立的控制柜上。当电力装置和热工仪表都在一个电控柜时，接触器应分别安装在相互分隔的两块配电盘上。

6）大于100 kW的电炉在每个加热段上都应设电流表，使用陶瓷发热体（SiC，$MoSi_2$）的高温炉，在每一相上都应装电流表（三相炉）。

7）所有电炉都应有温度自动调节器。

8）导电部位应有良好绝缘。电热设备的电绝缘质量对于安全生产非常重要。如果在任何两段线路上两个熔断器间或在最后一个熔断器区间，在工作电压条件下，电网漏电不超过1 mA，则以欧姆表示的绝缘电阻等于或大于工作电压的伏特数乘1 000，就认为这样的绝缘条件是满意的。例如，对于220 V的工作电压，绝缘电阻应不小于220 000 Ω。此规定的例外是：①完全裸线；②潮湿房间内的设备；③室外装置。

电气设备上有许多隔离部分，在正常情况下不带电，对热处理工人没有危害。但有时由于某种原因，这些部分会突然带电。这可能是因为金属结构对地短路、电网的高压部分和低压部分连通，例如电炉和电极浴炉变压器绕组绝缘层的损坏。

接零保护是把设备多次和零线连接（见图7.2-2）。在接零部分产生电压时形成短路电流，使保险丝熔断，设备停止运转。在同一电路上只对一类设备接零，而不允许对其他设备接地。对于1 000 V以上的电压要求必须接地。

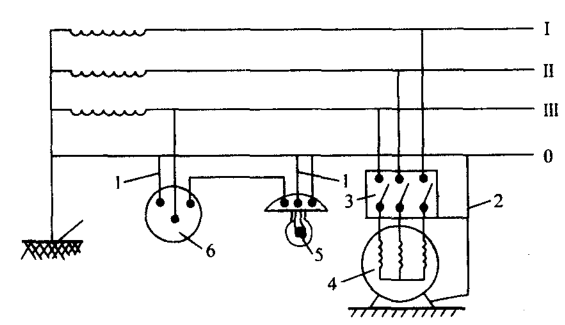


图7.2-2　电器设备的接零保护

1—接零导线；2—工作接地；3—熔断器；4—电动机；5—灯泡；6—开关

当对地电压在65～150 V范围时只有在人易受到电伤害（为100%湿度）和易燃易爆房间内的设备才需要接地和接零线。对地电压超过150 V时，不论何种周围环境条件以及在所有外部设备上，所有生产设备上都必须接地或接零。所有和带电部分绝缘的金属壳体，仪表托架、电动机和配电柜、电缆连结器壳体、金属外壳、导电电缆和金属保护管等都必须接地。

防止触电的方法有：采用12～36 V的低压操作；采用导电部分人接触不到的设备和采用绝缘棒、绝缘钳、绝缘手套、橡胶鞋、橡皮垫等防护手段。此外，还需采用电压指示、高处工作设施、可移动式接地，保护眼睛手段等。按具体情况选择适当的防护措施。

在具有危险处操作时可采用36 V电压，在特别危险处时采用12 V。65 V的电压在不利情况下人也会有死亡危险。在非常潮湿的地方，储液槽、槽车罐和储液罐中，当不理想的介质条件又被狭窄的工作场地所恶化，器壁良好的导电性，工人不利的岗位等因素是最容易发生触电危险的。

车间照明最好用36～12 V的手持降压变压器电源供电，在经常使用移动照明的地方也可以用固定降压电源。

移动照明降压变压器（12～36 V）要用软电缆连接，而绝不容许使用普通电线。

固定式和移动式照明降压变压器外壳必须接地。36～12 V固定或移动式降压变压器接线头或接头要经常检查，软电缆的外态和移动变压器绝缘要用电感器至少每三月检查一次。不论任何操作时，变压器都要放在外部容易检查的地方，电钻和其他电动工具在每次借用时都要进行检查。

6.1.2　静电的危害和防护

静电放电火花是爆炸和起火的主因。静电是由于介电体相互间，介电体和金属摩擦的结果。在橡胶传动件、传动轴、风扇轴，特别是液体介电体在管道中流动时都会产生静电。

在管道中流过汽油，苯和其他液态介电体时，介电体产生某种符号的静电而管道产生另一种符号的静电。随着液体在管道中流速的增加产生的静电荷愈来愈大。在热处理车间中要特别注意发生此类问题，因为在钢的热处理和化学热处理时经常用易燃的液体燃料。在滴注式气体渗碳和碳氮共渗时经常用煤油、苯、甲苯，而作为淬火冷却介质经常用矿物油，热处理加热用燃料经常用重油或柴油。

由静电引起的爆炸经常发生在空气相对湿度30%～40%，也就是发生在空气导电性很低的情况下。

为避免产生静电，应特别注意以下几点。

1）使室内空气局部或全部的相对湿度保持在70%～80%范围内。

2）设备接地，排除在仪表、管道和设备上产生的静电。

3）带导电成分的皮带润滑剂，皮带上用细金属丝穿孔。这种润滑剂可用石墨和甘油配制。实际生产中也使用含18%炭黑和82%的氟石粉，以CCl_4作为溶剂。

4）增大皮带－皮带轮间的电容，为此在皮带两面沿带方向相距15～20 cm叠置数条铜丝，或相距50 cm叠置其他金属丝并固定在特别的金属带上，整条网格都应接地。

5）如果工艺过程允许的话，把管内液体介电体的流动速度降到4～5 m/s。

6）采用平滑管道和用非铁金属制成的凸出尖状物，以防止产生火花。

6.2　燃烧炉

6.2.1　重油炉

重油密度在0.79～0.92 g/cm³范围，是黏度较大的石油馏分产品，和空气混合的蒸气爆炸极限下限为1.4，上限为6。在工作区域，重油蒸气在空气中的允许极限浓度0.3 mg/L。重油蒸气闪点：10号油65℃，20号油80℃，40号油100℃，80号油110℃。

重油炉安全操作规定如下。

1）必须遵守往烧嘴送蒸气（或空气）和重油及停油顺序的规定。

2）开始点燃前要往炉内吹风和打开烟道闸门，以排除炉内的爆炸性气体。

3）为了避免油在燃烧室内的漏溢和集聚以及发生燃烧的可能性，在点燃烧嘴前应先通入蒸气（或空气），而后供给重油。

4）为安全起见，最好采用电点燃方法，点燃器为用两根绝缘体夹持的用12 V电源加热到1 000 ℃的Ni－Cr丝。

5）重油管道上应设发生事故时能迅速关闭燃料的装置（断油器）。

6）重油的储存、向炉内的输送、油罐的容积、安放位置必须遵守消防安全规程和有关技术规定。

7）重油储罐应放在车间室外，置于地下的储槽是最安全的。

8）消耗油罐应置于不可燃的和车间隔离的房间，与大型储槽用管道连接（见图 7.2-3）。

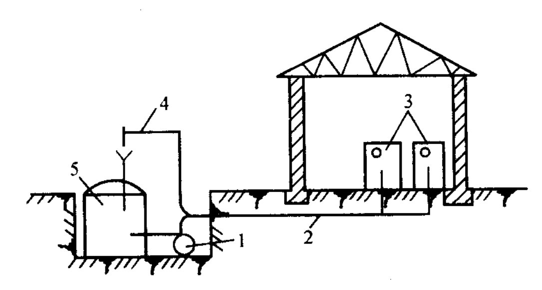


图 7.2-3 往炉中输送液体燃料系统
1—泵；2—管道；3—烧嘴；4—往储槽回油管；5—装在车间外的储槽

小于 5 m^3 的消耗罐可以放车间内，但距炉子不应小于 1.5 m 的水平距离。

9）油罐的密封性要好，并附有校准的仪表（温度计，放油阀，通大气的管道，管径不小于 ϕ25 mm）。

10）在发生事故时为迅速排除罐中的油，在消耗罐之间和消耗罐与地下储槽之间有管道连接，储槽（池）距车间墙壁的距离不小于 5 m。重油事故储池容积应不小于消耗罐总量的 30%。

11）液体燃料在管道中流动会产生火花导致油蒸气和空气混合气体燃烧和爆炸。为消除静电，排油管道和构架必须接地，而液流对罐壁的液冲击必须控制到最小。

12）放置重油炉的车间内要时刻准备化学泡沫灭火器和砂箱。

13）制度性的防火措施有：

① 在油罐附近禁止吸咽和严防明火；

② 定期检查重油管路，如发现漏油（通过接头、法兰）必须主动消除隐患，甚至停止泵的运转；

③ 在消防队到来之前，接到车间报警后应立即打开消耗罐的排油阀使油都排到事故油池中，并停止用泵打油，采取措施把管道中的油排尽。

6.2.2 煤炉

使用固体燃料的卫生环境比油炉、煤气炉和高频加热方式要差的多。目前，普遍认为，煤直接用于热处理不合适，更不能用于加热重要零件。

经测定，煤炉工作位置的空气中一氧化碳浓度达 0.028 mg/L。使用煤炉另一重要问题是大量含硫气体的发生。

6.2.3 煤气炉

我国机械工业热处理大多用电加热，只有在大的重型机械厂和有煤气发生站的大型企业才用煤气加热。煤气炉在冶金企业用得最多。煤气炉比煤炉、油炉干净，比电炉加热成本低，但工艺参数控制（温度）比电炉难、安全性稍差，环境污染较大，劳动条件（环境温度、噪声、空气杂质）较差。

用于煤气炉加热的气体燃料有天然气、发生炉煤气、高炉煤气和焦炉煤气。天然气中的主要成分是甲烷，其余尚有少量乙烷、丙烷 CO_2、N_2 和微量 O_2。甲烷是无色无臭的可燃气体，与 10 倍空气混合便成为爆炸性气体，和空气混合的爆炸范围下限是 4%，上限为 15%，天燃气燃点 650～750℃，火焰最高温度 1 950℃，每立方米的燃烧热值 37 800 kJ。相对于空气的相对密度是 0.5～0.7，因此泄漏的气体一般都在室内的上空，但丙烷、丁烷由于比空气重一般都积累在地面和阴沟。高炉、焦炉和发生炉煤气的参考成分见表 7.2-19。

表 7.2-19 高炉、焦炉、发生炉煤气的参考成分

主要成分	高炉煤气	焦炉煤气（净化）	发生炉煤气
CO	27～30	7	26～30
CO_2	8～12	3	2～5
N_2	55～57	7～8	55
CH_4	<0.5	20～25	1～3
H_2	1.5～1.8	58～60	10～13
游离氧	—	0.5	—

高炉、发生炉煤气含有较多的 CO，因而毒性最大。天然气、煤气含有较多的 H_2 和 CH_4 和空气混合，一遇明火极易爆炸。空气中含有焦炉煤气有气味，未净化的高炉煤气和发生炉煤气与焦炉煤气类同。经净化处理的高炉、发生炉煤气无色无臭，十分危险。各种可燃煤气在空气中含量的爆炸范围见表 7.2-20。

表 7.2-20 各种可燃气在空气中含量的爆炸范围（体积） %

可燃气		丁烷 C_4H_{10}	丙烷 C_3H_8	乙炔 C_2H_2	戊烷 C_5H_{12}	CH_4	H_2	焦炉气	发生炉气	CO	氨 NH_3	高炉煤气
在空气中含量的体积	下限	1.86	2.37	2.20	3.20	5.00	4.00	5.60	8.00	12.50	15.50	35.00
	上限	8.41	9.50	81.00	12.45	15.00	74.20	30.40	24.50	74.20	27.00	74.00

可燃气和空气混合的爆炸范围愈大，危险性愈大，因此使用气体燃料的主要安全措施是防爆。

1）防止管道漏气。为便于发觉，煤气要加臭（硫醇 (C_2H_5SH)，一般每 1 000 m^3 加 15 g。但是由于偶然原因，煤气也会失去臭味，所以最好的办法是车间要有有害气体超量报警器和局部抽风。一般检查泄漏可用肥皂泡法和压力试验。

2）启动加热炉时，应首先检查抽风机并完全打开炉门，为防止在炉内形成爆炸混合气体，防止将其送入加热炉、管道和仪表，应把管道内空气抽出，排入和大气相通的管道末端。用仪表检测管道中已无爆炸气体或将气体通入水的办法检查。

3）炉子烧嘴的空气停止供应和空气管道的阻塞与产生爆炸混合气有关。可燃气平稳地燃烧证明其中无空气，而点燃后，火苗伴随有“拍叭”声，说明管道中有空气。此时应切断煤气供给并停止烧嘴的燃烧。最好的办法是空气和煤气的连锁自动切断。应经常注视煤气压力变化。

4）烧嘴需停止燃烧时，应先关闭煤气，然后再关闭空气供应。

5）在点燃烧嘴的支管（在 1.5 m 高度）上应串接 2 个滑阀，一个用做开断，另一个用做调节。在两个滑阀间接入一个用于吹风的三通接管和排入大气管接通。

6）在车间内每台设备上要有一个关断阀，在车间外部设一个总阀，在车间生产设备总煤气管道的一端引出一根排气管道，应高出屋顶 2 m。

7）一般用天燃气加热的炉子在遵守以上规定情况下，

不论通风是否理想，工作环境的空气中的 CO 含量不会超过标准，只有标准的一半（0.014 mg/L），这甚至比感应淬火的 CO 值还低。

8）用其他煤气作燃料的热处理，当煤气中含 6.8% CO 时在正常情况下，车间 CO 含量只有 0.007 mg/L。点火时的 CO 从 0.006 mg/L 达到 0.03 mg/L，经 2 h 后降至 0.08 mg/L。总之用煤气比用油的燃烧炉的空气污染要小得多。

9）煤气炉周围的温度升高根据加热条件的不同有很大差别，如外部空气温度为 7～12℃时，炉子周围平均温度 26～41℃，在大多数情况下平均温度不超过 30℃。周围环境温度过高的原因是炉壁温度过高，这和耐火绝热材料以及炉壁厚度有关。采用轻质耐火材料如陶瓷纤维可使环境温度降到上列环境温度的下限。

6.3 盐浴炉和流动粒子炉

6.3.1 盐浴炉

盐浴炉广泛用于液体渗碳、液体碳氮共渗、渗氮、贝氏体等温淬火、马氏体分级淬火和回火。其优点是加热快、灵活性大，工件氧化、脱碳不严重，缺点是能耗大，对环境影响大，劳动条件差，劳动强度大，安全程度小。

用盐浴炉生产应注意的安全事项有以下几点。

1）外热式盐浴炉　一般使用温度不应超过 900℃，否则坩埚易烧坏，造成事故。用电阻丝（带）加热盐浴炉时，还会造成电热元件的损坏。外热式炉坩埚尺寸一般为 ϕ250～ϕ900 mm 深度 200～750 mm，壁厚 10 mm。坩埚用比 0Cr15Ni35 钢更好的耐热抗氧化材料制造。圆柱形坩埚比矩形的寿命高，其寿命随工作温度而异。一般 840℃可使用 9～12 月，870℃6～9 月，900℃3～6 个月，920℃1～3 个月。燃烧浴炉的燃烧温度应控制在不超过 1 095℃，此时坩埚在 900℃使用的寿命可延长到 2 年。外热式盐炉在重新开炉时，在坩埚底部和侧壁易过热产生压力和热膨胀，熔盐会发生爆炸。因此重新熔盐时加热要缓慢，燃烧炉启动时，应先将点火器放入炉膛，然后通空气，最后通煤气。

2）插入电极式盐浴炉　盐盛在金属、陶瓷或缝隙严实的耐火砖砌的容器内，靠插入盐浴的由 9～12 V 降压变压器次级供电的电极间电阻加热。一般插入电极金属坩埚盐浴的深度为 0.6 m，陶瓷盐浴不受限制。目前最深的有深 4.5 m，360 kW，生产率达 320 kg/h 的插入式盐浴炉。插入式盐浴坩埚一般不需要用 Cr－Ni 合金，可用碳钢或热浸铝碳钢板制造（厚度 12～38 mm），碳钢坩埚可使用一年以上。按使用温度，其寿命为：840℃2 年～3 年；870℃1.5～2 年；900℃1 年。金属坩埚的应用是由于有某些工艺用盐（如氰化、液体渗碳，回火和分级淬火）不允许用陶瓷材料所致。

3）埋入式电极盐浴炉　由于采用水冷，同样的变压器超载能力可提高 50%，而插入式只可提高 10%。埋入式盐浴炉只能使用陶瓷坩埚，因而只能用于低氰、低碳酸盐盐浴。此时盐炉的寿命可达数年。高含氯和含碳酸盐的盐浴除用金属坩埚外，尚可用碱性砖炉衬，用合金电极或石墨电极，但要注意石墨电极快耗尽前即需要更换。

6.3.2 等温分级淬火炉

主要用硝盐，应注意的问题是盐浴的均匀搅拌保证炉温的均匀性。除此之外一定要经常除去工件淬火时带入的氰化盐。除去氰化盐的方法有化学沉淀、温度沉淀和重力沉淀法。常用等温淬火盐浴成分列于表 7.2-21。

使用硝盐炉注意事项有以下几点。

1）硝盐炉不可放置在通风天窗下面，以免往硝盐浴中滴入水滴发生爆炸。严禁将潮湿工件放入硝盐浴。化盐时装入坩埚的盐必须是干燥的。

表 7.2-21　常用等温淬火盐浴成分

成　分	温　度/℃	
	熔　点	淬　火
55% KNO_3 + 45% $NaNO_3$	137	150～500
55% $NaNO_3$ + 45% $NaNO_3$	221	230～550
55% KNO_3 + 45% $NaNO_3$	218	230～550
100% $NaNO_3$	217	325～600
100% KNO_3	337	350～600
100% KOH（或 NaOH）	360/322	330～450

2）硝盐浴表面应有局部抽风装置，以排除盐尘、有害气体和烟雾。此处应采用悬垂式伞状通风系统。

3）硝盐炉旁应存放足够的干砂，以备发生火灾事故时用以灭火。切不可用泡沫灭火剂，否则将发生爆炸和盐飞溅。

4）硝盐温度不可超过 550～600℃，否则硝盐会发生分解。分解产物易和钢铁反应产生爆炸。因此要求控制仪表要有严格的超温保护。

5）应绝对避免有机物（生物有机物，有机化合物，活性碳等），否则会引起燃烧起火。

6）用重油、煤气加热的盐浴坩埚底部容易沉积大量炭黑，坩埚底部被硫化物侵蚀穿透后很易发生燃炸，因此硝盐炉最好用电加热。

7）硝盐炉第一次使用时要很好地烘干，否则在熔盐时会发生爆炸。长期闲置的盐浴第一次用完未将硝盐倒出，再次使用熔盐时非常危险。此时应将盐取出重新换以新盐。

8）硝盐溶化后体积膨胀很大，因此在化盐时不可把硝盐装满坩埚。

9）硝盐必须保存在金属容器中，严禁用木箱和布袋装盐。

10）不允许在硝盐炉中处理镁合金。

11）严禁在氰盐浴加热的工件在硝盐浴中等温淬火。

6.3.3 氰盐浴

氰盐剧毒，空气中含氰盐超过 0.000 3 mg/L 即致人死命，因此在氰盐炉操作的工人必须严格遵守安全规定如下。

1）氰盐炉应隔离在独立房间内。房间应有强烈的抽风，使空气中的氰酸浓度达到规定。

2）工件表面氰盐和带出的废盐必须经无害化处理才可排放。过去常用硫酸亚铁（$Fe-SO_4$）、NaOH 或 Na_2CO_3 和 NaCN 反应生成毒性较小的[$Na_4Fe(CH)_6$]方法。

$$2NaOH + FeSO_4 = Fe(OH)_2 + Na_2SO_4$$

$$Fe(OH)_2 + 6NaCN = 2NaOH + Na_4Fe(CN)_6$$

或

$$Na_2CO_3 + FeSO_4 = FeCO_3 + Na_2SO_4$$

$$FeCO_3 + 6NaCN = Na_2CO_3 + Na_4Fe(CN)_6$$

较彻底的无害化处理方法是用加漂白粉的碱液化学中和法和碱液电化学处理法（详见本篇第 1 章）

3）不允许在氰盐工作区储存酸或从事与酸有关的工作。

4）在氰盐工作区不允许吸咽和吃食物，不许把衣物拿出工作区。

5）氰盐的领用和保管必须有严格的批准和登记及专人负责制度，并严格遵守。

6.3.4 流动粒子炉

流动粒子炉分电加热和燃气加热两类。电加热粒子炉又分外热式和内热式两大类。外热式一般用不导电粒子，如刚玉粒子。内热式一般用导电的石墨粒子，并用低压供电。燃气加热用的燃料一般用天然气或液化石油气和空气的混合气体。

流动粒子炉不只可用来进行金属的淬火加热，用刚玉粒子的外热式炉再通以各种气体渗剂还可以施行钢的各种化学热处理。添加热容量大，热传导率高的粒子的低温粒子炉还可以用以施行贝氏体等温淬火和马氏体分级淬火。添加水的固体粒子流态床还可作为一般淬火介质。

流动粒子炉的安全操作注意事项如下。

1）用电加热的流动粒子炉应遵守电阻炉的一切安全规定。一是人身安全，避免触电，二是避免短路引起火灾。

2）内热式流动粒子炉用石墨电极时，最好用降压变压器。不用变压器时一是高压不安全，二是对车间电网干扰大，影响照明和其他设备的使用。

3）燃气流态炉安全注意事项和一般燃气炉相同，最主要的问题一是失火，二是爆炸，尤其要注意管道回火爆炸。

6.4 感应加热装置

感应热处理应注意以下各点：

1）使用高频设备的安全用电事项；

2）感应加热的空气介质状态，例如加热钢件时的空气中 CO_2 含量；

3）感应电源各种频率的强电流和电磁辐射对人体的影响。

高频设备在安装和使用时为防止触电应注意以下安全事项：

1）中频发电机应安装在隔离的生产场地，如直接装在车间和生产流水线上要使用特制的防护罩。

2）车间内的电容器组应设置在封闭上锁的金属柜中，如放置在单独处所时允许用丝网隔离、门上上锁。变压器应置于淬火室中或其带电部分用外壳封闭。变压器次级线圈和感应器可以不屏蔽，但感应器的一个接头必须接地。

电子管式高频电源应有机械和电气连锁以及避免和带电部分接触的栏杆。高频设备的电气连锁原理见图7.2-4。

防护罩和设备本身应是一个整体。工作场地应足够大，有良好照明，维护使用方便安全。

100 kW 以下的阳极变压器内部设不带油池的隔离罩。100 kW 以上的变压器应放置在和生产场地隔离的单独房间。单间内的设施（油池和通风）应按电工安全规则实施。

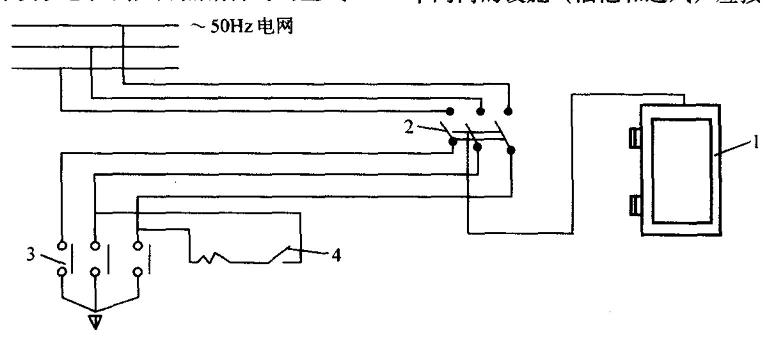


图7.2-4 高频装置的电气连锁原理

1—设备门；2—连锁闸刀开关；3—电磁接触器；4—触点

高频电源的阳极加路上的交流和直流高压最危险。因此除感应器外的其他带电部分都必须封闭，而高压部分必须闭锁。

电子管式电源外壳必须接地，接地电缆要接在设备或淬火机床基座上。为防止对无线电干扰，墙壁和天花板有金属屏蔽网时，后者也应接地。

为保证高频设备的正常使用，应按计划对设备进行固定期限险查。特别应注意设备的封闭和闭锁状态。

生产设备的封闭设施能充分满足安全要求，但在检修和使用过程中有时会破坏封闭性。例如闭锁设施有时不能把带电器械完全断电。有些工厂把接（3×220×380 V）闸流管灯丝的控制柜放在设备的入口，并没有接上高频发生器的闭锁电路，这是十分危险的。

维护高频设备人员每年通过相应的考核后才可获得在高压设备上工作的许可证。

高频加热表面淬火从安全角度比其他加热方式有利，工作岗位的温度低，没有强的热辐射。

高频加热化学热处理采用带有黄血盐的膏剂，加热时除了产生 CO 外，在工作岗位还会形成含氰蒸气。

高频加热时的工人防护措施：

1）为防止手和身体烧伤、操作工人应穿特制服装和带手套；

2）在放置高频电源，发电机的房间应悬挂安全注意事项，警告标语、急救方法；

3）高频设备必须满足对一般电工设备、设施的安全规定；

4）操作人员必须遵守工业企业电气设备安全使用规定；

5）高频设备安装在机加工车间的流水线上时用于化学热处理要十分当心，房间必须有强迫抽风，设备必须有连锁、合理接地等措施。

6.5 离子化学热处理设备

各种离子化学热处理都是在真空室（炉）内施行的。在高压电场作用下，通入炉内相应的稀薄气体被电离，在工件表面形成辉光放电，工件被离子轰击而加热到所需温度。气体中相应的活性离子被工件吸收，达到表面化学成分改变而改性和强化的目的。在离子渗氮、氮碳共渗、硫氮共渗、氮碳硼共渗、氮碳硫共渗时只靠离子轰击本身就可以达到工艺温度，而渗碳、碳氮共渗时，则尚需外部补充热源。

离子化学热处理虽然是靠辉光放电加热，但在工艺过程中必须避免弧光放电，设备的控制系统中设有发生弧光时的自动切断电源的灭弧装置，能保持稳定的辉光。

炉子启动时，为了能达到起辉状态，在阴阳极之间要维持较高的电压，一般为 500～1 000 V。因此在离子热处理设备操作时，除应遵守一般电气安全规定外，特别要注意避免高压触电。为此炉外高压输电部分要严加防护。另一需注意的问题是炉罐内电极间有效绝缘，以免在真空下造成电极间击穿短路。还有就是炉体必须接地。

在施行离子渗碳、渗硫、渗硼及其共渗过程中，往炉内通入的气体和从炉体排出的气体都有毒性和有刺激的异味，如 CO，H_2S，HCN，BCl_3，B_2H_6 等。所以必须注意，一是要避免管道泄漏，二是废气要排到室外的大气中。

6.6 激光和电子束的热处理装置

1）激光热处理设备 利用激光光束的单色性、相干性、发散性小和强度大易集中的特点，在特殊聚集的光束投射在

工件表面的光斑处可以产生足以使其局部熔化，甚至升华的温度。利用圆柱工件的旋转和移动，或工件平面的双向移动，可以使工件表面薄层（0.1 ~ 0.3 mm）实现表面相变硬化、熔化凝固、表面合金化和形成非晶态等处理效果。为了提高工件表面接受激光能的能力，在激光表面加热前，工件表面必须涂以黑色物质，增加表面的黑度。

激光设备主要分激光发生器、导光系统和加工机床三个部分。激光发生器分固体、气体、半导体和液体等数种。我国目前常用的大功率（1 ~ 5 kW）激光器主要是以 CO_2 为工作介质的 CO_2 激光器。

激光热处理设备安全事项一是电气设备，操作时要遵守一切电气设备的安全卫生规定，二是带有高功率密度的光束，必须在光束通路上设安全保护系统，以绝对避免身体的任何部分被光束烧伤。以气体作为工作介质的激光器，必须保证气体循环通路的严格密封。另外在光学和导光系统中有水冷装置，因此应注意设备中的机、电、水、气的操作联锁系统的可靠性。工人操作时要带有色防护眼镜，以避免眼被灼伤。

2）电子束设备　电子束也是一种高能密度的热源，其最大功率密度可达 10^9 W/cm²。电子束在真空室以极大的速度轰击金属表面，使表面原子获得极大的能量而升至相当高的温度。与激光热处理原理相同，被瞬时加热的金属表面层由表面层下未加热的大部分金属迅速冷却而产生淬火冷却效果。电子束的热效率比激光加热高，从节能效果上电子束具有优越性，但电子束热处理必须在真空室内进行，给工艺操作造成了困难。

电子束设备的安全事项主要是电子高压供电部分的隔离，电绝缘系统的可靠性，设备外壳的安全接地，机、电、水控制系统的连锁。工人操作时，必须带有色防护眼镜，以免被强烈光斑灼烧。由于整个工艺过程在真空下进行，人被电子束烧伤的可能性比激光束小。

6.7　淬火及回火油槽

油蒸气和空气混合具有爆炸性。加热到高温的工件落人油中，油被加热、油蒸气会燃烧。淬火和回火用油应用有较高的蒸气闪点。各种矿物油的闪点在 190 ~ 340℃范围内变化。为防止油过热和燃烧，应设冷却油的设施。连续淬火时，淬火油槽中应有足够的油量。在有冷却和搅拌条件下，淬火油的容积升数至少不应少于每批淬火工件和吊具质量（kg）乘以 10 的数值。在淬火槽中冷却油的方式有：①油槽中设水冷的蛇形管；②在油中设冷却水套；③采用专用的油冷却器。如用油泵使热油通过可使水油进行热交换的列管式冷却器。近代的淬火油槽都设有油温自动调节表和调节系统。

为加强淬火油的冷却能力（见图 7.2-5），近代的淬火槽设有油的搅拌循环系统。从防止油的局部过热和蒸气燃烧角度，油的循环搅拌措施也有安全生产功能。

从图 7.2-5 可以看出，无论是普通油或是快速油，其淬火冷却都和油温有明显关系，油在室温冷速不大，而在约 60℃具有较大的冷速，因此淬火油槽油温度较低时还应有油加热系统，但为了避免加热器附近油的局部过热加速油的老化，电加热器的功率密度一般不超过 1.5 W/cm²。

工件淬火或其他偶然原因有可能使水进入油槽，并沉积在槽底。当油温升高到相当温度（> 100℃）会因为槽底水的汽化使热油爆出，或者使油产生泡沫溢出槽外。油的泡沫很易起火，这是十分危险的。油中有水也会造成淬火工件的硬度不均匀。在油中进行较高温度（> 120℃）回火时，必须十分注意。为此，油槽中应考虑以下设施：①槽底装放水阀门；②经常检查槽底是否积水；③油经 120℃除水后再倒入油槽。AICHELIN 公司有自动监控淬火油槽中含水量的仪表是很有必要的。油中含水量的测定可用美国 ASTMD 95 试验方法标准进行。

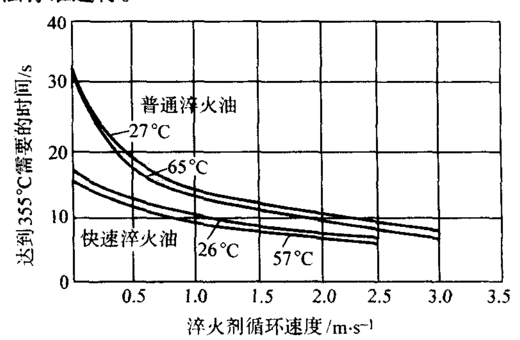


图 7.2-5　淬火油循环速度对冷却能力的影响

（ϕ25 mm 镍球在还原性气氛中加热，然后在油中冷却到 355℃）

综上所述淬火油槽的安全注意事项如下。

1）淬火油槽顶部最好能设一个可盖严实的盖，当发生火情时能及时盖严，并将热油面和外部空气隔绝。

2）应设一个事故储油池，当发生火灾时，能迅速将油通过粗管路放至室外油池中。

3）油槽应设有仪器和固定灭火设施，起火时喷洒泡沫灭火剂和不可燃气体（如 CO_2）。

4）保持工作场地清洁，油槽附近严禁放置其他易燃易爆物品。

5）经常对操作工人进行安全卫生教育。

6）小件淬火时，油槽上部侧面应设置局部抽风装置或空气帘和抽油烟系统。

7）过去为了提高对小件的淬火效果，有时用柴油或煤油进行淬火冷却，但从安全角度应尽量不采用这类冷却方式。

马氏体分级淬火油是精炼过的可溶性石蜡型矿物油，具有很好的热稳定性和抗氧化性。这些油的使用温度大约在 95 ~ 230℃之间。这种油也可以用做回火油。一般分级淬火油和回火油的工作温度应低于油闪点至少 50℃，并应严格控制油温，使其不超过危险界限。贝氏体等温淬火时应使用熔盐，绝对不能用热油，因为没有闪点高到等温温度的矿物油。使用这些油的安全注意事项与前面所列相同，惟一区别是应该更严格控制。

6.8　火焰加热淬火装置

6.8.1　定义

设备用淬火机床和火焰喷嘴，使用氧乙炔火焰。乙炔也称电石气，是电石（CaC_2）和水作用的气体产物，无色，溶于水、乙醇和丙酮。工业乙炔因含有磷化氢杂质，从而具有刺激性气味。气体密度 1.173 g/cm³，相对空气密度 0.91。与空气形成爆炸性混合物，压力超过 0.15 MPa 很易爆炸。和空气混合的爆炸下限为 2.55%，上限为 80%，最危险比例为（7 ~ 13）%，和氧混合的爆炸极限为（2.8% ~ 93%），最危险比例为 30%。氧乙炔火焰最高温度可达 3 500 ℃。因此，使用氧乙炔火焰施行火焰加热表面淬火的安全卫生主要对象是防止乙炔爆炸和引起火灾。发生灾害的主要原因是不遵守安全规程。

火焰淬火的劳动卫生条件的特点是火焰的作用和空气的污染。对乙炔火焰的研究表明，火焰在光谱上与电弧有明显不同。前者的紫外线较弱，但可见光的亮度却很强。钢件表面淬火时会分解出 CO、C_2H_2、H_2P、NO_x 等气体。

6.8.2　火焰淬火时的设备注意事项

1）氧气瓶要避免和油脂接触，不可靠近高温地带，绝

对不可撞击。

2）在点燃烧嘴前必须先用乙炔气把储气罐、管道和输气软管中的空气排出，以免在这些地方形成爆炸性的混合气。

3）如果从管道接头和软管泄漏乙炔气体并闪现火花，应迅速关闭泄漏处前面的阀门，并用湿布扑灭。

4）火焰表面淬火最好使用可溶入乙炔气的容器（内充满可溶入乙炔的多孔物质，其正常压力为 1.6～1.8 MPa）。瓶装氧气的压力 15 MPa。

5）氧气瓶和储乙炔容器、放 CaC_2 的桶、油脂以及其他易燃物不能储存在同一房间内。乙炔容器应存放在不易燃的单层（平房）建筑物内。发生火灾时，应首先把氧气瓶和乙炔罐分别放在安全的地方。

除了乙炔发生器，乙炔设备中还包括：①除去乙炔中氨和硫化氢杂质的洗涤器；②储气罐；③除去乙炔中 H_3P 的化学净化器；④干燥器；⑤使乙炔在压力下供淬火加热用的压缩机。清洁剂可用生石灰、氯化钙和"格拉多尔"电石净化剂。

6）为防止烧嘴发生回火，在管道中应装单向阀。也可安装防护水阀。后者的使用在压力波动情况下不应受到破坏。其结构特点应在最大产气量和最大压力下保证正常工作。有两种水安全阀：高压阀和低压阀。图 7.2-6 所示是低压水安全阀结构示意图。图 7.2-7 所示是高压水安全阀结构示意图。低压阀乙炔相对压力 < 0.015 MPa，高压阀相对（表示）工作压力在 0.2～0.3 MPa 之间。

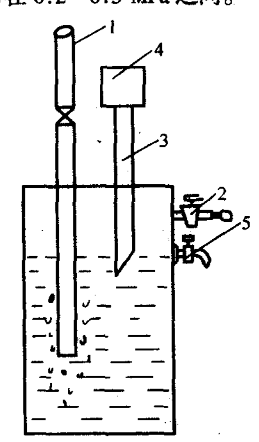


图 7.2-6　低压水安全阀
1—乙炔入口；2—乙炔排出阀；3—防护管；4—漏斗；5—水位检查阀

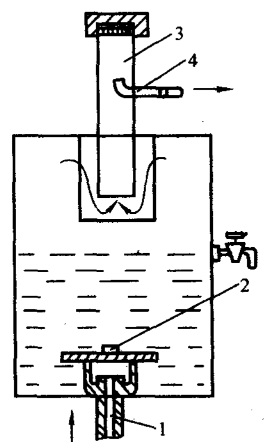


图 7.2-7　高压水安全阀
1—进气管；2—逆止阀；3—防护管；4—排气管

7）乙炔发生器房间应该是不易燃的，光线充足的，干燥的和具有自然通风的。房间内应设 5～7 次/h 的换风量的通风设施。冬季室内温度不应低于 +5℃。房间必须有太平门。

8）乙炔站房间内的照明、电气设施等都必须满足防火和防爆要求。

9）与规格和产气量无关，固定式乙炔发生器只能放置在单独房间。一个房间可以设置数个发生器。乙炔发生站和氧气站的距离至少为 150 m，还要考虑一年四季主要风向。

10）根据产气量，乙炔站房间面积应符合以下规定：

产气量/$m^2 \cdot h^{-1}$	最小容许面积/m^2
<5	8
60～10	16
11～20	24
21～30	32
31～50	45
51～75	52
75～100	60
>100	>80

气体发生量在 25 m^3/h 以下，允许乙炔发生站紧贴生产车间，但隔离墙和屋顶必须用防火材料，还需避免生产车间管道产生火花。$Ca(OH)_2$ 的泥坑应安置在乙炔站附近。

11）火焰淬火时的火焰温度高达 3 100～3 200℃，操作人员必须十分注意眼损伤，尤其是强烈可见光和红外光的影响。根据工作性质应戴不同光密度的眼镜。前苏联对防护眼镜的要求见表 7.2-22。

表 7.2-22　工作性质与不同光密度等级及光密度极限对照表

乙炔用量/$L \cdot h^{-1}$	光密度等级	滤光眼镜光密度极限
50～750	ГС-3	1.7～2.1
750～2 500	ГС-7	2.2～2.3
>2 500	ГС-12	2.9～3.5

12）推荐使用以下各种火灾灭火剂，如 CO_2，压缩 N_2 和液体 CO_2 配合使用的干粉灭火剂。

13）在所有乙炔发生站的房间内部都必须设声响火灾报警器。

14）火焰淬火加热时在工作场地易产生 CO，C_2H_2，H_3P、NO_2 和其他气体。也应考虑防护，尤其是良好的通风。在通风管道中的空气流速应达 6 m/s。室内 C_2H_2 含量一般不会超过 0.1 mg/m^3。但迄今为止尚无允许限度的规定。H_3P 含量一般为 0.000 3 mg/m^3，有时甚在强烈抽风条件下也会大大超过此值。

6.9　可控气氛的制备和可控气氛炉

6.9.1　制备各种气氛的安全事项

可控气氛是金属加热时避免氧化脱碳和进行某种化学热处理的保护或活性的气体介质，大致可分为放热式，吸热式，放热 - 吸热式，氨分解和氨燃烧气氛，木炭制备气氛，氮基气氛，有机液体裂解气氛和氮基合成气氛等多种。

制备可控气氛的主要原料有：空气、天然气、液化丙烷、丁烷、城市煤气、氨、氢、甲醇、乙醇、丙酮、异丙醇、乙酸乙酯、煤油、甲酰胺、三乙醇胺等。这些原料和制成气氛都是易燃易爆物，使用时需要十分当心。

可控气氛是热处理生产安全事故的主要起因之一。气氛

的危险主要可分为三类：

1）着火　空气中含有 > 4% 可燃气体时就是可燃气体。在此极限以下是不能点燃的，属安全气体。可燃气体和制备的可控气氛在炉温达 760℃以上通入才能保证正常燃烧直至置换掉炉中的空气。

2）爆炸　空气和可燃气在一定比例范围内混合遇明火即发生爆炸。炉温在 760℃以下通入可燃气体其后果不是正常的燃烧，而是极为危险的爆炸。当气氛从加热炉膛流入相邻的冷却室或温度很低的前后室，直到把其中的空气全部排除才能点燃炉门的火炬和火帘，最后才能关闭前后室门。从可控气氛炉出来的废气能点燃，而不发生意外，就是一种显而易见的安全启示。为绝对安全起见在气氛炉和发生器中安装防爆安全设施是十分必要的。

3）毒性　许多制备的可控气氛由于含 CO，都是有毒的，其他成分即使无毒，也会使人窒息。因此从炉子排出的废气，必须使其燃烧后向大气排放，才可消除其毒性。在可控气氛和气体发生器上必须有通风设施。

制备和使用各种可控气氛必须注意和遵守的安全事项如下。

1）放热式贫气（淡型放热式气）　当 $CO + H_2 < 4\%$，可以认为不可燃，允许像惰性、中性气体一样运输和使用。但由于含 CO，泄漏后易使人中毒，应特别注意防止泄漏。当用空气洗炉或填充其他气体时，炉内容积将严重缺氧。此时人如有必要进入其中，必须用空气将其中的气体吹尽，或使用通空气面具和救生索，外面必须有人接应。发生器在启动点燃和停机灭火时一定要注意安全操作。

2）放热式富气（浓型放热式）　可燃烧的 CO 和 H_2（10% ~ 21%），和空气混合在爆炸范围内，室温下遇明火即爆炸，必须注意安全使用，如严格遵守气氛炉操作规程，正确地进行洗炉，防止进入空气。启动发生器点火和停炉灭火时一定要保证安全操作。CO 含量较大，要避免管道，炉子泄漏，室内应采取可靠的排风措施。

3）吸热式气氛　含 CO18% ~ 23%，$H_2$35% ~ 42%，$N_2$35% ~ 45%。高度含毒和可燃，与空气混合爆炸范围很大，对于此种气氛应十分当心。启动发生炉时炉罐温度达到 800℃才可以通入空气可燃气混合气。发生器进气管路必须装火焰逆止阀等。

4）燃烧法制备的氮基气氛　将放热式贫气中的 CO 和 H_2 除去，并冷却到很低的露点，氮气纯度可达到 98% 以上。使用这样的气氛比较安全，在 760℃以下即可通入炉中，并可用于回火保护。但在燃烧制备过程中还是应遵守放热式和吸热式气氛的有关规定。

5）氨分解和氨燃烧气氛　氨蒸气是可燃气体，在室温下和空气混合的爆炸极限为 16% ~ 27%。在运输、输送和使用时都应严格遵守操作规程。输送、储氨的管道、阀门和仪表都不能用含铜合金，否则会导致严重腐蚀，使其迅速损坏造成泄漏。氨在空气中含量超过 100（$\times 10^{-6}$）时会引起人的生理反应，使眼和呼吸道受到刺激。好在氨有强烈的刺激性气味，容易发现泄漏。表 7.2-23 所列为空气被氨污染后的对人的生理影响。

表 7.2-23　空气被 NH_3 污染对人的生理影响

NH_3 在空气中含量/10^{-6}	生 理 影 响
53	能嗅出气味的最小浓度
100	长期工作时允许的最高浓度
300 ~ 500	短时（0.5 ~ 1 h）工作允许的最高浓度
408	引起咽喉刺激的最低含量
698	引起眼睛刺激的最低含量
120	引起咳嗽的最低含量
2 500 ~ 4 500	短期（0.5 h）暴露有危险
5 000 ~ 10 000	短期暴露可迅速致命

氨在高压下储存，压力释放后，体积膨胀很大，储瓶和储罐的储存环境温度不得高于 50℃，否则会导致危险超压状态。

氨分解气含氢量很高（达 75%），必须按照使用氢气一样进行气氛炉的操作，特别是在往炉中通入氨分解气前，炉膛先用氮气吹洗，排除炉中的空气。氨分解气的比密度很低，在炉中易集中在炉子上部。因此在热处理加热过程中，炉气应使用风扇造成循环。

氨燃烧气的含氢量很低，最低达 0.25% ~ 1.0%。这种气体在使用时是安全的。但在制备过程中，由于原料气的可燃性，制备设备的启动和停机都需要慎重和安全操作。

6）氢气　氢气具有强还原性，许多不锈钢的光亮热处理都需用氢气保护。氢的制取方法主要是蒸溜水的电解。在使用时不纯的氢要经过净化处理。氢中的杂质主要有 N_2、水分、CO_2 和 O_2。其中水分和 O_2 对光亮热处理效果影响最大。O_2 可用分子筛在室温催化和 H_2 化合成水然后和原有水分用活性氧化铝和 5×10^{-8} cm（A）分子筛除去，直至 −50℃的露点。

氢气和空气混合的爆炸范围很大（4% ~ 75%），因而在使用中的危险性更大。所以往炉中通入 H_2 前，必须用纯氮把炉中的空气置换掉。由于氢的密度小，通入炉中后容易从炉顶的缝隙逸出。所以使用氢保护的炉子必须有很好的密封性，而且炉膛内通氢量要维持炉内相当高的正压。

7）放热 - 吸热式气氛　这种气氛是把两种气氛的制备原理综合在一起的结果，即吸热式反应的热源利用了放热式反应的燃烧。从这一层意义上说这种气氛是节约能源的。用这种发生器也可以单独生产放热式或吸热式气氛。放热 - 吸热气氛发生器的安全注意事项和两种相应的发生器相同。

6.9.2　对可控气氛炉结构的安全要求

密封性是使用任何可控气氛炉的首要条件。选择合适的进出料方式，保证对炉气成分最低限度的影响，进入最少的空气，维持安全生产的要求，可控气氛炉，例如推杆炉、箱式多用炉、辊底炉、输送带炉、滚筒炉、钟罩炉、升降炉底炉等都是如此。

当进出料都是通过同一炉门时，必须对炉子供以足够气氛，使炉子保持相当的正压，以防止大量空气进入炉内。此时采用合理结构的火帘也是防止空气进入炉内的有效方法。现代加热炉也有使用氮气帘的。

推杆式炉和密封箱式炉都设有和加热炉连成一体的前室，作为进出料和施行淬火的过渡通道，使加热室炉门在打开前室炉门时都能处于关闭状态，减少进出料门对加热室气氛的影响。前室内必须充以气氛，一种方法是靠加热室气氛向前室的泄漏，另一种是用专门的管路往前室充气。通往前室的换气量每小时应 5 倍于其体积，才能保证加热炉气氛的影响减至最少。由于空气的渗透和装料时前室气氛被加热和冷却的膨胀收缩，前室内有可能成为负压，而吸入过多空气，在极不理想的情况下发生前室气氛的爆炸。因此炉子前室在侧墙高处和炉顶经常设有一定直径的铝箔压力释放装置或沙封顶盖。

推杆式炉出料时，料盘必须通过后室。需直接淬火时后

室下设淬火槽。为使油气不过多影响加热炉膛的气氛，在淬火槽油面上设抽风系统。使用水溶性介质时，必须采用液面抽风，有时还需在抽风通道和液面之间设置一道淬火液的喷射层流。

淬火槽油面上抽风系统的必要性还在于停炉后重新开炉时淬火槽内角落处的残存油烟和空气有可能达到爆炸极限，一遇明火即发生爆炸，造成人身伤亡或炉子严重损坏。

炉子启动时，需先将加热炉升温至800℃，然后部分打开前室炉门，全部打开加热室炉门将吸热式气氛，放热式富气等可燃性气体通入炉内自行点燃把炉内的空气烧掉和赶出。然后先关闭加热室炉门，再缓慢关闭前室炉门，并点燃前室炉门点火棒，加热室继续升温至工艺要求温度，打开炉顶风扇，继续通入气氛直至加热炉气氛达到要求稳定的碳势。周末停炉时，将料出尽后加热室降温至850℃与停止供气的同时打开前室加热室炉门，在风扇开动的条件下，使炉内残留气体燃烧殆尽。在淬火槽油逐步冷却的过程中用抽风机抽去油面上的油烟。

在使用氨分解气和氢气时，启动炉子通气氛前炉内空气用氮气置换。

有关可控气氛应用的细节可参考美国防火协会（National Five Protection Association，即NFPA）的NFPA 86C美国国家标准（1991.08.16）“Standard for Industrial Furnaces Using a Special Processing Atmosphere”。

6.10 冷处理设备

冷处理和深冷处理可提高工模具硬度，提高工量具轴承等的尺寸稳定性。常用的冷处理设备是-78℃盛干冰和酒精的保温瓶，大容积的冷冻机温度可达到-95℃，使用液态氮（-196℃）的深冷设备，在气相空间可达到-150℃的低温，进行冷处理操作应注意以下安全事项。

1）人的手、脸绝不可伸进低温箱和深冷设备，以免严重冻伤。

2）操作时应使用带有长把手的手钳。

3）冷冻机旁原则上是禁止用火的。

4）工作间内应有良好的照明。

5）尽量避免用氟氯烃类致冷剂，必须使用时，要避免严重泄漏。

6.11 清洗设备

在机械制造的生产过程，清洗工序的重要性愈来愈被人们所认识。被加工零件的表面质量，毛刺和沟槽隙缝中的残存物经常是影响机器装配后总体质量的不可忽视的因素。在热处理过程中也是如此，尤其许多航空、航天、精密仪器、仪表零件真空热处理的中间清洗，零件渗碳淬火回火前的中间清洗质量往往是决定成品质量的重要因素。

在热处理过程中的中间清洗使用最多的是碱液清洗。一般用加热到70~80℃的10%~15% Na_2CO_3 水溶液喷洗零件，然后用清水喷淋最后烘干，再送入回火炉。有时为了减轻工件的腐蚀在碱液中还添加一定量的 $NaNO_2$ 作为缓蚀剂。现在从硝盐的有害角度，应尽量避免使用。精密零件的清洗有使用超声波法的，对清洗小零件十分有利。有些零件的表面油脂和涂料难以用一般方法洗去，还有用氟氯烃溶剂清洗的。溶剂和工件一般置于密封容器内，用容器内的加热器使溶剂蒸发后将工件表面的油垢除掉，然后又将溶剂蒸气在容器壁冷凝变成液体沉积下来，如此周而复始，可使工件清洗的非常干净。但是由于容器的密封很难封的很好，另外装卸工件时，也难免有泄漏。都知道泄漏到大气中的氟氯烃是会破坏臭氧层的。现在国际有环境保护协定，限期取消氟氯烃的使用，因此国际上都在竭力寻找代用方法，从而涌现出一系列的新的清洗方法，如真空清洗法，蒸气清洗法等。

6.12 喷砂、喷丸和高压水清理设备

6.12.1 喷砂设备

喷砂和喷丸的安全卫生主要条件是设备的密封。工作场地必须在单独的建筑物内，房间内还必须设公共抽风。排出的带砂的压缩空气要经过厚布袋过滤，砂可重复使用。操作人员必须带口罩穿工作服，带橡胶手套。喷丸相对于喷砂危害性小，湿法喷砂比干喷危害性小。在喷砂间操作的人要注意防硅肺病。

粉尘对人体的作用为：直接与皮肤、眼睛、鼻子和喉咙的粘膜接触；进入呼吸道和消化道。

各种粉尘对上呼吸道影响程度取决于粉尘形状，浓度和可溶解性。砂尘属于尖锐固体类型。石英砂不仅影响肺部组织，而且也影响整个肌体。过去认为砂尘对肺只起机械作用。近代的研究已确定，大量吸入石英砂尘具有综合毒化作用。

吸入砂尘有时会导致严重的硅肺病，进一步会发展为肺的硅结核病。因此喷砂操作只能在密封的箱内进行，并须采取以下防护措施：

1）喷砂设备要放在单独建筑的房间内，应设公共抽风；

2）喷砂房间内的抽风量应为15~20次/h；

3）操作工人应穿密实布料工作服和带可拆换玻璃的头盔；

4）喷砂机必须有完全密闭的箱体；

5）喷砂箱内需配备机械供砂设备和返回可用砂的设施。

6.12.2 喷丸设备

喷丸或抛丸造成粉尘较少，清理时间短，装卸料容易。除了有清理表面作用外，还可以提高金属抗疲劳破坏能力，而且不会产生石英砂粉尘。使用一定直径的钢丸或铸铁丸以很大速度抛向金属表面使其形成冷作硬化效应。

抛丸时，铁丸的速度能达到60~70 m/s，抛丸量130~250 kg/min。为了安全生产，必须设置铸铁护板，表面尚需贴可拆换的橡胶带。操作工人必须配备防碎玻璃的防护眼镜，特制的服装。

6.12.3 高压水清理设备

高压水清理从减少粉尘的安全生产角度是有利的。水流在（100~150）$\times 10^5$ Pa压力下喷向被清理工件。还有一种方法是带50%砂的高压水清理法。水和砂以两条软管供应，此时的水压在（100~120）$\times 10^5$ Pa。整个过程在能承受如此压力钢制容器或钢筋混凝土容器中进行，并有自动机构保证连续生产。最理想的容器结构是外层用钢筋混凝土，内层用钢板铺设。容器的门和孔要严密封实，窥视孔玻璃可用双层，其厚度应不小于10 mm。为减少钢容器壁形成的噪声，在钢板和混凝土壁间应设一个空气隙。喷枪要固定在有足够强度的梁上，并设置适当的压力缓冲设施。

6.13 酸浸设备

为消除热处理表面的氧化皮，有时需施行在硫酸或盐酸中的浸蚀。这些酸及其蒸气有很大毒性，尤其是盐酸。空气中允许盐酸蒸气量是0.01 mg/L。酸及其蒸气在人脸、手上溅落会引起烧伤，导致视网膜感染，呼吸道感染。

酸浸最好使用水封式输送带自动化设备。酸浸车间内应有起重运输设施，因为倒酸液和装卸工件还不能用手操作。与一般酸浸比较，电解酸浸法有优越性。此方法可按工件尺寸要求精确地施行浸蚀。

酸浸车间内应设公共抽风系统和酸浸槽上的局部抽风设施。房间内要保持清洁，地面应铺设带釉地板，或敷设沥青或耐酸混凝土。往槽中充酸和自槽中倒出酸液都必须用专用器具和设施。

配酸液时，要注意一定要把酸倒入水中，而不是把水倒入酸中。操作人员要穿胶靴，带橡胶手套和围裙。酸液应储存在玻璃瓶或槽中，并置放在有遮棚的场所，但绝不可放在地面以下。储罐间的距离应不小于 1 m。储罐中只能存放90%的酸液。仓库中必须有抽风，不允许在一间屋内既存放硫酸，又存放硝酸。在设计酸浸工段时，起重设施的操作系统应放在隔离房间内。

6.14 校直机

用于热处理变形棒料的校直。为避免工件在校直时脆断伤人，校直机周围应设防护罩。机旁应有局部加热设施。等温淬火和回火后的工件不待其冷却直接校直，效果较好，而且不会断裂。这种方法特别适用于拉刀，铰刀、大型钻头等切削工具。校直热工件时要带石棉手套。

6.15 炉用构件、料盘和夹具

耐热铸件或锻件是炉料的首要选择。在一般情况下铸件比锻件强度高，不易变形，但在温度经常剧烈变动条件下易开裂（热疲劳稳定性差）。锻件或轧材焊接重量较轻，使用中节能效果大，但对焊接质量要求高。渗碳或碳氮共渗料筐多用锻件制造。

1）料盘和托板　当炉温在 650～870℃范围时，可用含约 10%Ni 的材料制造，进到 1 040～1 150℃时，应用约 20%Ni 以上的合金。在高度热疲劳条件工作的构件必须使用含更高 Ni 的材料。为提高在特殊气氛下的抗氧化能力和抗高温腐蚀能力，应添加不同量的铬。在含硫气氛下工作时，应选用高铬和中等镍含量的合金。在渗碳炉中使用要求有较高的抗渗碳能力时，合金中应添加大量的硅。在料盘设计上要注意截面尺寸的均匀性，否则会由于冷却时的应力不均而开裂。

2）料筐和夹具　在许多情况下不允许把零件直接堆放在炉底面砖或料盘上，而要放在特殊设计和制造的料筐里。在炉子工作温度为 790～1 010℃的炉子中，料筐和夹具一般用 35Ni-15Cr 合金制造。在渗碳炉中使用必须进一步提高合金中的 Ni、Cr 含量，而渗氮炉的料筐，应具有高寿命则需保证合金的高镍含量。35Ni-15Cr 合金在真空炉中可以使用，但长期在高真空下工作，则必须考虑料筐合金的 Cr、Ni 元素挥发而丧失热强性。

在 250～600℃下使用，料筐和夹具可用 304（1Cr18Ni9），309（1Cr19Ni10），310（1Cr23Ni13）钢制造，用于 600～820℃可用 309 和 310 钢，用 35Ni-15Cr 的合金可进一步延长寿命。

3）导轨、炉膛构件和炉底辊子　在高温下有相对运动的构件，应选用不同材料，以减少摩耗和避免胶合。这些构件材料的选用必须依据实际工作条件，如是否冷却及其冷却方式，膨胀间隙是否足够，接地面积大小，支撑方式及支撑间距，以及所受载荷大小。

4）传送带　用于 540 以下的网带可用 40 或 55 中碳钢。在 540～790℃可用含 1%～5% Cr 的材料或 430 不锈钢（1Cr17）。对于 790～1 200℃的网带可用 35Ni-15Cr，80Ni-20Cr 或 314 不锈钢（29Cr-9Ni）。用在 790～1 100℃的铸链炉可用 35 Ni-15Cr 合金制造链片。

5）辐射管　可用铸造或锻造合金制件，具体可根据成本和寿命来选择。一般使用 35Ni15Cr 合金。辐射管的结构对寿命影响也很大。辐射管接近寿命终点要及时更换，否则在正常使用中损坏也会造成严重事故。

6）坩埚　主要指盐浴炉坩埚，电极式盐炉的坩埚工作条件较有利，寿命较长，外热式盐浴炉工作条件差，易损坏。坩埚用锻造合金比铸造合金有利。420～540℃可用碳钢坩埚，540～820℃可用 309 不锈钢、35Ni-15Cr 合金。

7）盐炉电极　中性盐浴的电极常用 446 不锈钢（25Cr-1.5Mn-0.25N），插入式电极在盐浴电极的盐浴与空气接触的表面处损耗很快，此现象被称为“空气线侵蚀”，而埋入式电极使用寿命较长。

8）炉罐和马弗　用以隔离燃烧产物和工件，或使炉气得到均匀的循环。炉罐需用耐热合金制作，马弗则可用合金也可用陶瓷材料。适用于炉罐和马弗的合金材料有 HT 合金（0.35～0.75C，15～19Cr，33～37Ni）。对炉罐结构上的要求是允许膨胀和收缩，对炉气要密封，应提供最大的辐射表面。为此炉罐应做成波纹状表面，除有增加辐射面积的作用外，还有助于补偿周期性的膨胀和收缩。用于炉气均匀流通的导向马弗可用 SiC 制造，在使用中要特别当心其碰撞和碎裂。

7 热处理工艺作业

7.1 一般要求

7.1.1 持证上岗

本标准强调热处理“操作人员必须经过专业安全培训，经考核取得操作合格证后方可从事热处理生产”。在机械行业中，高压容器焊工、吊车工等操作工人必须经培训考核合格后持证上岗。从安全的角度来说，整个热处理的操作过程不可避免地要接触到诸多的危险因素和有害因素。热处理工也必须经过专业培训，经考核合格后持证上岗。

在贯彻 ISO 9000 标准中，热处理工序是属于“过程的缺陷不能通过其后产品本身的检验或试验来直接验证，只有在产品使用过后才变得明显，这些过程要求预先鉴定（确认），以确定过程能力并对过程操作中所有关键系数进行控制”。这些要求预先鉴定过程能力的过程，通常被称作“特殊过程”，并提出应对这些过程的运行，包括有关设备和操作人员的任何鉴定要求都应加以规定。要求对从事这些特殊过程的特殊工作的人员按要求教育、培训或经历进行资格考核，还应保存适当的培训记录。对热处理操作人员培训、考核，包括安全知识的培训和考核，取证后上岗是至关重要的。

7.1.2 操作前的准备

本标准提出“操作人员要穿戴必须的劳动保护用品”和“工作场地周围应保持整洁”。仔细检查工作位置，并整理就绪。手上有伤口（擦伤或划伤）的只有在医生的允许下才可从事氰盐浴操作。

操作前必须认真检查设备的电气、控制仪表、保护装置等是否正常，严禁设备带故障工作。还要注意不得超过热处理炉的最高使用温度和最大装炉量。

7.1.3 起重安全

1）起重机械必须处于正常良好状态，特别是安全装置如制动机构、联锁机构等必须灵敏完好。吊车起动前必须先发信号铃，吊物不得从人身上越过。工作终止时吊钩上不得悬挂重物。

2）对吊具和吊绳，应定期检查，强制更换。

① 吊钩、吊环表面应光滑，在使用 1～3 年后，要进行一次检查。当发现吊钩的危险断面其高度磨损超过 10%时，或是用 20 倍放大镜观察表面发现有裂纹或发纹时即应更换。

② 严禁用钢丝绳起吊灼热的工件。灼热的工件应使用钢棒制作的吊具或铁链。当吊具需与工件一起进炉加热时，应考虑吊具在高温下所能承受的重量，此时吊具宜选用耐热钢制作。当发现吊具有严重的变形、裂纹时应强制更换。

③ 使用淬火吊车油淬工件，特别是油淬长轴类工件时，如果是在工件入油的过程中突然断电是非常危险的，这样势必造成油槽起火，因此本标准要求淬火吊车必须有备用电

源，以便在突然断电的情况下通过自动装置迅速将备用电源接通使吊车继续工作。

7.2 表面热处理

7.2.1 感应热处理

1）高频感应加热-淬火操作应以防触电、防电磁辐射为重点。本标准提出“高频设备周围应保持场地干燥，并铺设耐25 kV的高压绝缘橡胶和设置防护栏杆”。这对保证安全操作是至关重要的。高频设备的电磁辐射为常见的有害因素。正确的屏蔽可以防止辐射。但有的认为电磁屏蔽罩会防碍操作而弃之不用，这样长期下去会对操作者的健康造成不良的影响。

2）高、中频设备工作时都需要大量的冷却设备用水。当夏季车间气温较高而冷却水进口的温度低于车间内空气的露点时，将在设备上凝结水珠造成电器绝缘破坏而损坏设备。这时可适当的提高冷却用水温度，以避免出现事故。

7.2.2 氧乙炔火焰淬火

1）氧乙炔火焰淬火由于设备简单，且可以很方便地对不规则的表面施行淬火，故对一些单件、大件的表面淬火仍经常使用。但氧乙炔火焰淬火缺乏仪表的监视控制，主要是靠操作者的技术熟练程度来掌握，故对操作者安全教育尤为重要。

① 操作者必须严格按安全操作规程使用氧气瓶和乙炔气瓶。

② 每一淬火工位必须设岗位回火防止器。其作用是防止燃气与氧气混合燃烧时发生回火，以及防止氧气逆流进入乙炔管的一种安全防爆装置。

③ 点燃喷火嘴时，应先开乙炔阀门，点着后再开氧气。其目的在于放出乙炔-空气混合气，便于点火和检查乙炔管路是否畅通。

2）纯铜与乙炔气接触，会生成爆炸性的化合物——乙炔铜（Cu_2C_2），因此与乙炔接触的仪表、管子等零件，禁止使用纯铜或含铜量超过70%的铜合金制造。

7.3 化学热处理

7.3.1 正确使用各种渗剂

化学热处理的渗剂可分为气体渗剂、液体渗剂和固体渗剂三大类。各类渗剂多数属于易燃、易爆、有毒性的危险品，各类渗剂的使用、运输、储存都各有着特殊的安全要求。总的要求是：使用气体渗剂、液体渗剂和固体渗剂时，必须严格按该产品的安全使用要求进行操作。

7.3.2 废气必须点燃

气体渗碳、气体碳氮共渗或氮碳共渗时，从排气口排出的废气中含有有毒物质如一氧化碳、氢氰酸盐等，必须通过燃烧分解后排放，否则将造成车间内空气中的有害物质含量超标而危害操作者的健康。

7.4 盐浴热处理

7.4.1 盐浴的允许使用温度

不同成分配比的盐浴，因其熔点不同而有一定的使用温度范围，因此要根据工艺要求的温度，正确的选择低温盐浴、中温盐浴和高温盐浴。超过正常的使用温度，将导致熔盐挥发加剧乃至爆炸。常用熔盐的熔点及使用温度见表7.2-24。

表 7.2-24 盐浴成分、熔点及使用温度

类别	盐浴成分及配比/%	熔点/℃	使用温度/℃
低温盐浴	20NaOH + 80KOH，另加 $6H_2O$	130	150 ~ 250
	35NaOH + 65KOH	155	170 ~ 250
	$45NaNO_3 + 27.5NaNO_2 + 27.5KNO_3$	120	240 ~ 260
	37NaOH + 63KOH	159	180 ~ 350
	$60NaOH + 15NaNO_3 + 15NaNO_2 + 10Na_3PO_4$	280	380 ~ 500
	$95NaNO_3 + 5Na_2CO_3$	304	380 ~ 520
	$25KNO_3 + 75NaNO_3$	240	380 ~ 540
	$75NaOH + 35NaNO_3$	280	420 ~ 540
	$50NaNO_3 + 50KNO_2$	143	160 ~ 550
	$50KNO_3 + 50NaNO_3$	220	280 ~ 550
	$50NaNO_3 + 50KNO_3$	225	280 ~ 550
	$100NaNO_3$	271	300 ~ 550
	$100KNO_3$	337	350 ~ 550
	$100NaNO_2$	317	325 ~ 550
	$25NaNO_2 + 25NaNO_3 + 50KNO_3$	175	205 ~ 600
	$50NaNO_3 + 50NaNO_2$	205	260 ~ 600
	100KOH	360	400 ~ 650
	100NaOH	322	350 ~ 700
	60NaOH + 40NaCl	450	500 ~ 700
中温盐浴	$44NaCl + 56MgCl_2$	430	480 ~ 780
	$21NaCl + 31BaCl_2 + 48CaCl_2$	435	480 ~ 780
	$27.5NaCl + 72.5CaCl_2$	500	550 ~ 800
	$50KCl + 50Na_2CO_3$	560	590 ~ 820
	33.7NaCl + 66.3KCl	552	570 ~ 850
	$20NaCl + 30KCl + 50BaCl_2$	560	580 ~ 850
	$45NCl + 45Na_2CO_3 + 10NaCl$	590	630 ~ 850
	$10NaCl + 45KCl + 45Na_2CO_3$	595	630 ~ 850
	$50BaCl_2 + 50CaCl_2$	595	630 ~ 850
	$50KCl + 20NaCl + 30CaCl_2$	530	560 ~ 870

续表 7.2-24

类别	盐浴成分及配比/%	熔点/℃	使用温度/℃
中温盐浴	$34NaCl + 33BaCl_2 + 33CaCl_2$	570	600 ~ 870
	$73.5KCl_2 + 26.5CaCl_2$	600	630 ~ 870
	$40.6BaCl_2 + 59.2Na_2CO_3$	606	630 ~ 870
	$22.5NaCl + 77.5BaCl_2$	635	665 ~ 870
	$50BaCl_2 + 20NaCl + 30KCl$	560	580 ~ 880
	$83.7BaCl_2 + 16.3Na_2CO_3$	640	680 ~ 880
	$55NaCl + 45BaCl_2$	540	570 ~ 900
	$50NaCl + 50Na_2CO_3$ （K_2CO_3）	560	590 ~ 900
	$35NaCl + 65Na_2CO_3$	620	650 ~ 900
	$67.2BaCl_2 + 32.8KCl$	646	670 ~ 900
	$44NaCl + 56KCl$	607	720 ~ 900
	$50BaCl_2 + 50NaCl$	600	650 ~ 1 000
	$50BaCl_2 + 50KCl$	640	670 ~ 1 000
	$50NaCl + 50KCl$	670	720 ~ 1 000
	$70 \sim 80BaCl_2 + 30 \sim 20NaCl$	700	750 ~ 1 000
	$80 \sim 90BaCl_2 + 20 \sim 10NaCl$	760	820 ~ 1 090
	$100Na_2CO_3$	852	900 ~ 1 000
	$100KCl$	772	800 ~ 1 000
	$100NaCl$	810	850 ~ 1 100
	$5NaCl + 9KCl + 86Na_2B_4O_7$	640	900 ~ 1 100
	$27.5KCl + 72.5Na_2B_4O_7$	660	900 ~ 1 100
	$14NaCl + 86Na_2BaO_7$	710	900 ~ 1 100
	$90BaCl_2 + 10NaCl$	约 870	950 ~ 1 100
高温盐浴	$100BaCl_2$	960	1 000 ~ 1 350
	$95BaCl_2 + 5NaCl$	850	1 100 ~ 1 350
	$70BaCl_2 + 30Na_2B_4O_7$	940	1 050 ~ 1 350
	$95 \sim 97BaCl_2 + 5 \sim 3MgF_2$	940 ~ 950	1 050 ~ 1 350
	$50BaCl_2 + 39NaCl + 8Na_2B_4O_7 + 3MgO$	—	780 ~ 1 350

7.4.2 防止熔盐爆炸

高温下的熔盐遇水即爆炸。放入炉内的工件、夹具及添加的新盐均必须经过烘干。另外，不同成分的盐混合也可能引起爆炸，如误将硝盐带入高温盐浴或氰盐、硝盐中都会引起爆炸。故应根据有关规定配制盐浴。在高温盐、氰盐、硝盐中作业，应分别使用专用的工夹具。

7.4.3 保持作业场地的通风、整洁

1）盐浴炉必须装设排风装置。

2）废盐渣要按有关规定集中储存处置。

7.5 真空热处理

真空热处理整个加热冷却过程是在一真空容器内进行，因而工作环境好，无污染，无公害。

1）通电前测量电热元件对地（炉壳）的绝缘电阻，应不低于 10 kΩ 时方可送电。

2）对多室真空炉，为避免热闸阀反向受力，加热室压力应低于预备室压力。

3）在向炉内通入氢或氮氢混合气体时，炉内必须达到规定的泄漏率，不得有漏气现象。

4）使用高真空油扩散泵时，扩散泵真空度达到 10 Pa 时方可通电加热扩散泵油，而停泵时扩散泵油必须完全冷却后方可停止抽空。

5）炉温高于 100℃时不得向炉内充入空气或打开炉门。

6）停炉前炉内温度必须低于 350℃时方可停电断水。

7）工件入炉前必须洁净、干燥，无油垢和挥发物，以免污染真空室而影响真空淬火的效果。

8）真空淬火油应进行充分的除气处理。除气时真空度不宜过高。

8 安全、卫生防护技术措施

8.1 基本要求

GB 12801《生产过程安全卫生要求总则》对安全、卫生防护技术措施提出了 5 个方面的基本要求：

1）能预防生产过程中产生的危险和有害因素；

2）能处置危险和有害物，并降低到周围规定的限值内；

3）能从作业区排除危险和有害因素；

4）能预防生产装置失灵或操作失误时产生的危险和有害因素；

5）发生意外事故时，能为遇险人员提供自救条件。

以上 5 点要求是相当高的，其技术性也是很强的，要全面达到上述的基本要求，应从提高职工的安全生产意识，创造有安全感的劳动场所等方面增加投入。

8.1.1 能预防

热处理生产过程中存在各种危险和有害因素是不以人们的主观愿望而转移的客观存在。采取正确的预防措施，可以避免或减少潜在危害因素暴发出来所造成损失。

重视对职工的安全教育和安全技术培训，使职工掌握生产过程中产生的危险和有害因素的来源、种类及其带来的危害程度，这样才能自觉主动地预防。操作时遵守安全操作规程，穿戴必须的劳动防护用品，保持作业场所的整洁等，都是预防发生危害因素的行之有效的措施。某厂发黑生产组曾因操作工不遵守安全操作规程，擅自离开工作岗位，致使发黑槽温度过高，发黑浴外溢在木制的工作踏板上而发生火灾；盐浴炉操作工不戴防护眼镜而蹦伤眼睛的事故也屡有发生。

设置必须的安全、卫生装备，包括在作业场所设置通风、除尘、排风设备和消防器材等。热处理车间常年高温，特别是能源以燃料为主的车间，点燃加热炉排出的废气耗去空气中大量的氧。由表7.2-25可知，操作者在劳动中氧气的消耗量很大。而供氧不足将产生严重的后果，轻者可能使人昏迷，重者将造成窒息。长春一汽集团热处理厂投资在车间内建吸氧间，当班工人定时进入吸氧间休息，结果证明对恢复疲劳，提高劳动生产率，减少事故，增进身体健康有明显的效果。

表7.2-25　不同工作条件下人的呼吸需空气量

工作情况	氧气消耗量 /L·min⁻¹	呼吸空气量/L·min⁻¹ （氧浓度为21%）
休息	0.2~0.4	6~15
轻体力劳动	0.6~1.0	20~25
中度体力劳动	1.2~1.6	30~40
重体力劳动	1.8~2.4	40~60
极重体力劳动	2.5~3.0	40~80

“能预防生产装置失灵或操作失误时产生的危险和有害因素”主要是指对在设备出故障或是操作失误时可能发生的危险和有害因素应有预防措施。如在深井式煤气炉地坑中安装监测煤气泄漏的报警装置，就是预防煤气管道的闸阀失灵造成泄漏的报警器。操作失误的预防措施主要是要保持设备本身的保护装置要处于良好状态，一旦操作失误就能立即停电、停机。

8.1.2　能处置

能处置危险和有害物，并降低到国家规定的限值内。这主要是指热处理生产中产生的对含有危害因素的气体、液体和固体废物应采取有效的技术处置措施，使之降低到国家规定的限值之下，以减少其危害性。如气体渗碳炉排出的废气要点燃后排入大气中；含有氯化钡的废水应经过无害化处理后才能排放；盐浴炉的废渣应按JB/T 9052—1999标准规定处置。随着人们对环境保护的日益重视，在处置这些危险和有害物时，已不能仅仅满足于降低至目前国家规定的限值之下这一要求，而应该进一步采取各种技术措施来消除这些危险和有害物，以达到可持续发展的战略方针的要求。禁止使用有剧毒的氰盐，用无毒清洗剂代替有毒的三氯乙烯清洗剂，这些技术措施都是有效地从根本上杜绝这类危害物质的污染。

8.1.3　能排除

能从作业区排除危险和有害因素包含两方面的内容。一是对作业区必然产生的危险和有害因素要采取技术措施予以排除，以保障职工的安全。如高频淬火设备的屏蔽，喷砂设备采用液体喷砂，强制排风除尘等。二是一旦发生险情，能消灭于萌芽状态，以排除险情。如通过对职工的消防知识教育，能正确使用各类灭火器，即能在刚着火时就及时有效的扑灭。

8.1.4　能提供自救条件

“当发生意外事故时，能为遇险人员提供自救条件”这是指在一旦发生意外事故时能采取多种技术措施，提供自救条件来减少人员伤亡。主要有两方面的要求，一是作业现场必须具备应急的条件和装置。如通道内不得堆放物件，应设置一定数量的安全出口，厂房内的照明灯电源应与生产用的电源分设或是安装一定数量的应急照明灯等。二是学习掌握热处理车间可能出现的意外事故的自救应急措施。

1）火灾扑救　发生火灾的人员应有秩序地沿安全通道、安全出口疏散，如被浓烟围困，可匍匐穿过贴近地面的浓烟较稀薄区，或用湿毛巾等捂住嘴、鼻，或用短呼吸法，用鼻子呼吸，以便迅速撤离烟雾区。

2）触电的急救　发现人员被电击时首先必须切断电源，或用带绝缘柄的工具将伤者与带电体分开，切莫在未切断电源前毫无防护的情况下去接触伤者。

除此之外，还应有氰化物中毒、中暑、煤气中毒、烧伤、致冷剂灼伤、氨刺激、受酸碱、熔盐灼伤等急救的有效防护措施。

8.2　“四防”

8.2.1　防护用品

1）定期向热处理操作人员发放劳动防护用品。重要的是劳动者必须按规定穿戴使用。

2）在氰化、液体碳氮共渗、盐浴硫氮碳共渗、硼砂熔盐渗金属及其他对人身危害程度较大的作业环境中使用过的防护用品，应制订严格的管理制度，统一洗涤、消毒、保管和销毁。

8.2.2　防火防爆

1）在放易燃、易爆物质的库房和产生易燃、易爆因素的设备及工艺作业场地应正确选择和配备足量的消防设备和器材。

2）对控制室、配电间、贵重设备和仪器等，应备有自动报警装置，必要时应设置自动灭火系统。

8.2.3　防尘防毒

1）对产生粉尘和毒性物质的工艺作业场地要制订切实可行的监测制度。

2）对毒性物质要制订严格的使用、保管和回收制度。并备有必要的防毒面具。

3）对在粉尘、有毒环境中的作业人员，应严格执行休息、就餐、洗漱及污染衣物洗涤管理制度。

8.2.4　防止作业环境气象异常

应根据热处理生产特点，采取相应措施，以保证车间和作业环境的气象条件符合防寒、防暑、防湿、防气流、防热辐射的要求。

编写：樊东黎（全国热处理学会）

参 考 文 献

1 全国热处理标准化技术委员会．金属热处理标准应用手册．北京：机械工业出版社，1994

2 N．F．P．A．NFPA 86C．Standard for Industrial Furnaaces Using a Special Processing Atmosphere．1991.08.16

3 FAN Dongli，Pollution Source in Heat Treatment and its Control，《Environmental and Energy Efficent Heat Treatment Technologies》，Proceedings of the 4th International Seminar of International Federation for Heat Treatment and Surface Engineering Beijing，1993

4 樊东黎，徐跃明，佟晓辉．热处理工程师手册．第2版．北京：机械工业出版社，2005

第

篇

热处理质量控制与无损检测

主 编 佟晓辉

编 写 佟晓辉

审 稿 中国材料工程大典编委会

中国机械工程学会
中国材料研究学会
中国材料工程大典编委会

蓝天CAD论坛
CNCAD.NET

第1章　热处理生产的质量管理

1　热处理质量管理的目的及主要内容

热处理质量控制的目的是保证被处理零件的内在质量指标符合设计所规定的范围。

热处理质量控制的内容应包括：①产品设计中的热处理质量控制；②热处理设备及热工仪表的质量控制；③热处理工艺设计中的质量控制；④热处理加工工序的质量控制；⑤零件材料及热处理工艺材料质量控制；⑥热处理质量检验的质量控制；⑦操作者技能和责任控制等建立在热处理质量控制体系上的全过程质量控制。

2　热处理质量控制体系

热处理质量控制体系是以保证和提高热处理质量为目标，遵照有关“标准”、“条例”、“法规”及“合同”的要求，规定出热处理质量控制的职责、工艺试验、工艺文件的编制、设备与仪表的控制、操作与记录以及不符合项处理等程序和要求。建立热处理质量控制体系，应包括以下内容：

1）要明确与热处理质量相关的各部门的职责分工，规定其权限及相互关系，并形成文件；

2）要有保证实现热处理质量目标的各类标准、程序文件及作业指导书；

3）要有完善的质量检验、记录和信息反馈系统，以及完整的质量评价标准；

4）应按规定的时间间隔对质量体系进行评审，确保持续的适宜性和有效性。

图8.1-1是某工厂的热处理质量控制体系图，它体现了

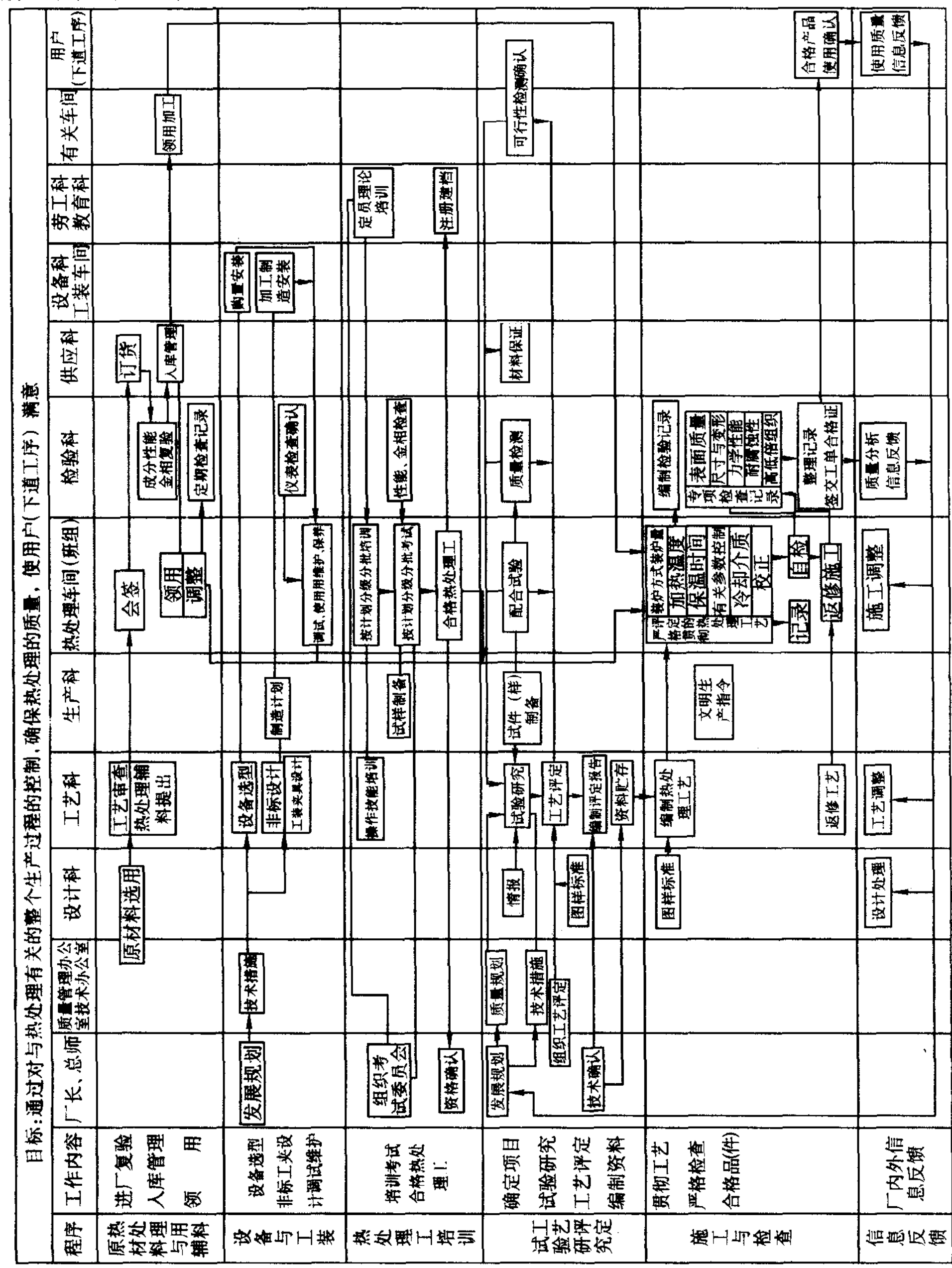


图8.1-1　热处理质量控制体系图

热处理生产各主要环节上的“责任者、联系、标准、质量保证要点、信息和反馈”等六个机能。

3 产品设计中的热处理质量控制

产品设计中热处理质量控制的总目标是：合理地选择材料，正确地确定性能指标，以便制造出安全可靠、性能稳定、寿命长的产品。

(1) 材料的选用原则

1) 根据零件的服役条件和主要性能要求选材；

2) 参考零件的结构，根据材料的加工工艺性选材；

3) 根据材料的热处理工艺性选材；

4) 从降低成本考虑，尽量选用简化工序的材料。

(2) 热处理技术要求的确定

1) 硬度　硬度是零件热处理后重要的质量检验指标，大多数情况下是零件加工过程中标注的惟一关于性能的技术要求。由于相同硬度值而不同显微组织的零件会有显著差别的力学性能（如抗拉强度、冲击韧度、疲劳强度、耐磨性等），因此在标注硬度要求时应注明是正火硬度、退火硬度、调质硬度或表面硬度等。

2) 表面硬度　对于突出要求耐磨性、耐疲劳性或耐腐蚀性的零件，最终需进行表面渗、镀处理。由于不同条件下服役的零件应具有不同的心表硬度配合，以达到最佳的使用性能，因而应注明是调质后表面处理或淬火（低温回火）后表面处理，以及表面处理方法和渗、镀层厚度。一般渗、镀层厚度应以满足使用时允许的磨耗厚度为宜。

3) 显微组织　对于大型零件，针对其特殊的性能要求（如断裂韧度等），应对材料中的元素偏析、混晶程度、碳化物偏析及其级别等提出限制要求。

4 工艺设计中的质量控制

热处理工艺设计应以国家或部颁的有关热处理工艺技术标准、零件图样和零件制造技术要求作为依据。图 8.1-2 示出了我国现已制订和修订的热处理技术标准体系。

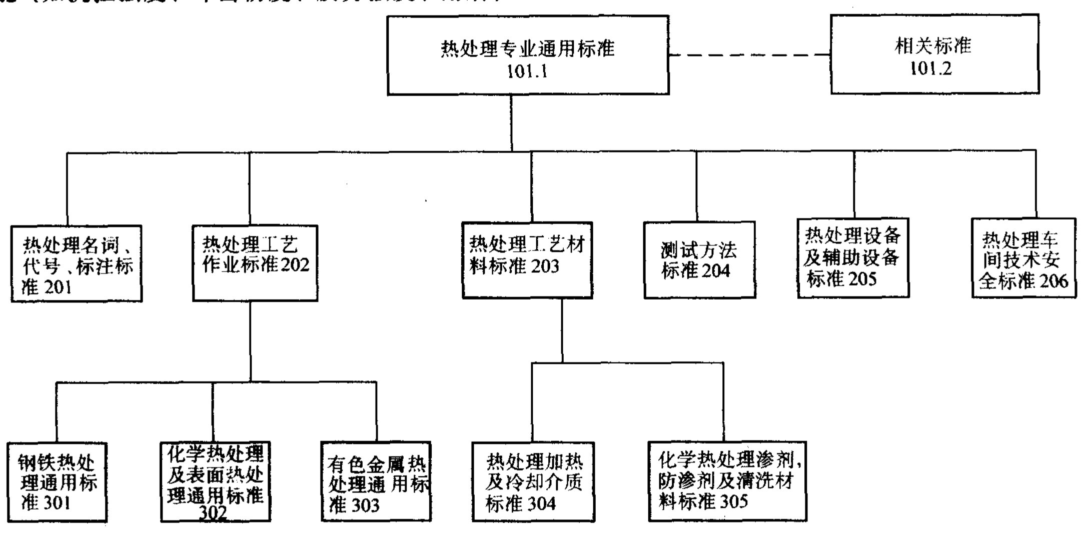


图 8.1-2　我国热处理专业标准体系

4.1 工艺试验

新型材料的采用和定型材料热处理工艺的改进，均需进行热处理工艺试验。新型材料热处理工艺试验，应作出试验总结或报告，作为编制热处理工艺的依据；定型材料热处理工艺的改进，应在验证试验的基础上，提出书面总结报告，作为编制热处理工艺的依据。

4.2 工艺文件编制

热处理工艺文件分为两类：①指导性文件——热处理技术标准和热处理工艺守则；②实施性文件——热处理工艺卡、热处理细则卡和热处理零件明细表。

(1) 热处理技术标准和热处理工艺守则

热处理技术标准和热处理工艺守则作为通用性的技术文件，包括某工艺的作用、工艺参数、可选用的设备和工装、操作方法、有无公害与防护及该工艺应达到的质量标准。表 8.1-1 列出了当前的一些热处理技术标准。

表 8.1-1　热处理技术标准

序号	标 准 编 号	标 准 名 称
1	JB/T 10174—2000	钢铁零件强化喷丸的质量检验方法
2	JB/T 10175—2000	热处理质量控制要求
3	JB/T 3999—1999	钢件的渗碳与碳氮共渗淬火回火
4	JB/T 4155—1999	气体氮碳共渗

续表 8.1-1

序号	标 准 编 号	标 准 名 称
5	JB/T 4202—1999	钢的锻造余热淬火回火处理
6	JB/T 4390—1999	高、中温热处理盐浴校正剂
7	JB/T 7951—1999	淬火介质冷却性能试验方法
8	JB/T 8929—1999	深层渗碳
9	JB/T 9197—1999	不锈钢和耐热钢热处理
10	JB/T 9198—1999	盐浴硫氮碳共渗
11	JB/T 9199—1999	防渗涂料技术要求
12	JB/T 9200—1999	钢铁件的火焰淬火回火处理
13	JB/T 9201—1999	钢铁件的感应淬火回火处理
14	JB/T 9202—1999	热处理用盐
15	JB/T 9203—1999	固体渗碳剂
16	JB/T 9204—1999	钢件感应淬火金相检验
17	JB/T 9205—1999	珠光体球墨铸铁零件感应淬火金相检验
18	JB/T 9206—1999	钢件热浸铝工艺及质量检验
19	JB/T 9207—1999	钢件在吸热式气氛中的热处理
20	JB/T 9208—1999	可控气氛分类及代号
21	JB/T 9209—1999	化学热处理渗剂技术条件

续表 8.1-1

序号	标 准 编 号	标 准 名 称
22	JB/T 9210—1999	真空热处理
23	JB/T 9211—1999	中碳钢与中碳合金结构马氏体等级
24	JB/T 8555—1997	热处理技术要求在零件图样上的表示方法
25	JB/T 4215—1996	渗硼（代替 JB 4215—86 和 JB 4383—87）
26	JB/T 8418—1996	粉末渗金属
27	JB/T 8419—1996	热处理工艺材料分类及代号
28	JB/T 8420—1996	热作模具钢显微组织评级
29	JB/T 7709—1995	渗硼层显微组织、硬度及层深测定方法
30	JB/T 7710—1995	薄层碳氮共渗或薄层渗碳钢铁显微组织检验
31	JB/T 7711—1995	灰铸铁件热处理
32	JB/T 7712—1995	高温合金热处理
33	JB/T 7713—1995	高碳高合金钢制冷作模具用钢显微组织检验
34	JB/T 4218—1994	硼砂熔盐渗金属（代替 JB/Z 235—85 和 JB 4218—86）
35	JB/T 7500—1994	低温化学热处理工艺方法选择通则
36	JB/T 7519—1994	热处理盐浴（钡盐、硝盐）有害固体废物分析方法
37	JB/T 7529—1994	可锻铸铁热处理
38	JB/T 7530—1994	热处理用氩气、氮气、氢气一般技术条件
39	JB/T 6954—1993	灰铸铁件接触电阻淬火质量检验和评级
40	JB/T 6955—1993	热处理常用淬火介质技术要求
41	JB/T 6956—1993	离子渗氮（代替 JB/Z 214—84）
42	JB/T 6047—1992	热处理盐浴有害固体废物无害化处理方法
43	JB/T 6048—1992	盐浴热处理

续表 8.1-1

序号	标 准 编 号	标 准 名 称
44	JB/T 6049—1992	热处理炉有效加热区的测定
45	JB/T 6050—1992	钢铁热处理零件硬度检验通则
4	JB/T 6051—1992	球墨铸铁热处理工艺及质量检验
47	JB/T 5069—1991	钢铁零件渗金属层金相检验方法
48	JB/T 5072—1991	热处理保护涂料一般技术要求
49	JB/T 5074—1991	低、中碳钢球化体评级
50	GB/T 18177—2000	钢的气体渗氮
51	GB/T 7232—1999	金属热处理工艺术语
52	GB/T 17358—1998	热处理生产电能消耗定额及其计算和测定方法
53	GB/T 16923—1997	钢的正火与退火处理
54	GB/T 16924—1997	钢的淬火与回火处理
55	GB 15735—1995	金属热处理生产过程安全卫生要求
56	GB/T 15749—1995	定量金相手工测定方法
57	GB/T 13321—1991	钢铁硬度锉刀检验方法
58	GB/T 13324—1991	热处理设备术语
59	GB/T 12603—1990	金属热处理工艺分类及代号
60	GB/T 11354—1989	钢铁零件渗氮层深度测定和金相组织检验
61	GB/T 9450—1988	钢铁渗碳淬火有效硬化层深度的测定和校核
62	GB/T 9451—1988	钢件薄表面总硬化层深度或有效硬化层深度的测定
63	GB/T 9452—1988	热处理炉有效加热区测定方法
64	GB/T 8121—1987	热处理工艺材料名词术语
65	GB/T 5617—1985	钢的感应淬火或火焰淬火后有效硬化层深度的测定

(2) 热处理工艺卡

热处理工艺卡是将工艺设计中所确定的工艺规范用表格形式表示出来的工艺文件。表 8.1-2～表 8.1-5 分别为普通热处理和表面淬火的工艺卡及热处理作业指导书。

表 8.1-2　热处理工艺卡

（厂名）	热处理工艺卡	标记		工件名称		工件编号	
				产品型号		共　页	第　页

工件草图	材料及牌号		化学成分（质量分数）	处理要求	处理前之要求
	外型尺寸		%		
	工件重量		%		
	每车件数		%		
	工件送来部门		%		
	工件送往部门		%		
	处理前状态		%		

工序号		工序	设备型号名称	工具编号名称	加热			冷却			同时装炉数量	工序之要求	工人等级	工时定额		
					温度/℃	加热时间	保温时间	冷却剂	温度/℃	时间方式				基本工时/min	辅助工时/min	每件工时/min
描图																
底图号																
档案号																

							编制	日期	校对	日期	审核	日期	批准	日期
日期	签字													
		标记	处数	更改文件号	签字	日期								

表 8.1-3 热处理工艺规程卡片

热处理工艺规程卡片				第　　页	页号：
				共　　页	
产品名称		零件名称		材料	
产品编号		零件编号			

简图	技术条件：

序号	分序名称	设备名称	工具名称	主要说明

基本尺寸	计算厚度	淬火													回火			
		预热			最后加热			冷却										
								第一级			第二级							
		件数	温度/℃	时间/min，s	件数	温度/℃	时间/min，s	介质	温度/℃	时间/min，s	介质	温度/℃	时间/min，s		装炉数量	温度/℃	时间/min	次数

编制	日期	校　对	日期	审　查	日期	

表 8.1-4 表面感应加热淬火工艺卡

厂 名	感应热处理工艺卡片	产品型号	工件名称	工件号	共 页
	车间				第 页

工件简图

钢号		每台件数		净重	kg

技 术 要 求	检 验 方 法
硬度： 变形：	

设备工作规范

灯式高频机	工序编号	单位功率 /kW·cm^{-2}	加热面积 /cm^2	需要能量 /kW	阳极电压 /kV	阳极电流 /A	偶台数	栅极电流 /A	回授数	回路电压 /kV

机式中频机	工序编号	单位功率 /kW·cm^{-2}	加热面积 /cm^2	需要能量 /kW	电压 /V	电流 /A	电容 /pF	变压器匝数比 次级/初级	功率因数 cosϕ

总工序编号	热处理工序号	工序名称	设备	感应器	工装	加热			冷却			移动速度	工人等级	工时定额
			型号或名称	编号	名称或编号	温度 /℃	时间 /s	方式	介质	温度/℃	时间/s	mm/s		min

编制	日期	校对	日期	审核	日期	会签	日期	批准	日期	描图	日期

表 8.1-5 热处理作业指导书

热处理作业指导书	产品名称		产品型号		厂名： 年 月 日编订
	零件名称		零件号		简图

材料		工艺路线
每台件数		
单件重量/kg		技术条件
热处理前零件状况		

工艺规范	序号	工序名称	设备编号及名称	工具编号及名称	装炉（盘）数量	加热温度/℃	推料周期/min	加热时间/min	冷却			管理点
									介质	温度/℃	方法	

特别注意事项	

工序质量管理检查表	代号	检查项目	检查部位	工艺要求	管理界限	测量方法	测量频次			重要度	管理手段
							自检	首检	巡检		

注 (1) 检查频次
全：百分之百检查
1/*N*：*N* 件检查 1 件
N/*C*：每炉检查 *N* 件
K×*N*/*D*：每班 *K* 次每次 *N* 件
(2) 重要度
a：关键 b：重要 c：一般
(3) 管理手段
a：管理图 b：计量用表
c：计数用表 d：不用记录
(4) 首检
A：开始工作时
B：调整设备时
C：换工序时

编制	
校对	
会签	
审批	

5　原材料质量控制

5.1　原材料控制的主要内容

1）原材料采购必须按照国家或部颁标准进行严格检查验收，供货方应提供材料的相关资料（如炉号、化学成分单、供货状态及检验结果等）。表 8.1-6 是一份原始材料综合检验报告样式。

2）材料保管人员应按供货合同和材料的相关资料对材料进行认真核对、登记，并作好标识。表 8.1-7 和表 8.1-8 是材料合格卡片和原材料入库记录单。

3）不合格材料不能投入使用。表 8.1-9 是材料领用单样式。

4）应有对供货厂家质量评审的程序文件及合格厂家的记录档案。

5）材料在使用过程中应始终有可追朔性标识，以备出现质量问题时可追踪朔源。

表 8.1-6　原始材料综合检验报告

编号：			年　月　日				查索号：
生产厂编号	牌号	来源	规格	炉号	炉次	重量	生产厂质保书编号

化学成分（质量分数）/%													
C	Si	Mn	S	P	Cr	Ni	Mo	W	V	Ti	Nb	Cu	Mg
												化验员	______

力学性能							
试样	$\sigma_{0.2}$ /MPa	σ_b /MPa	δ /%	ψ /%	a_K /J·cm^{-2}	硬度	
						HBS	HRC
						实验员	______

宏观及微观组织									
低倍组织			金相组织						淬透性试验
一般疏松	中心疏松	偏析	晶粒度	退火组织	带状	网状	液析	其他	

实验员______主任______

表 8.1-7　材料合格卡片

合格卡编号：　　　年　月　日　　　查索号：

综合检验报告编号		生产厂编号	
牌号		材料规格	
材料状态		炉号	

材料保管员______

表 8.1-8　原材料入库记录单

综合检验报告编号：　　　年　月　日　　　查索号：

序号	牌号	规格	数量	主要用途	供货厂家	入厂检验人员	采购人员	库额	备注

表 8.1-9　材料领用单

查索号：

综合检验报告编号		生产厂编号		炉号	
牌号		材料规格		材料状态	
总领料数		加工零件号		加工零件名称	
领料日期		领料员		备料员	

5.2　零件材料的化学成分分析

零件的化学成分是制定其热处理工艺的根本依据，它决定了零件热处理后的性能能否达到设计指标和满足使用要求。化学成分的误差也是影响零件热处理后质量的主要因素，当零件热处理后性能达不到技术要求或发生早期失效时，分析问题的第一步便是验证化学成分。

测定金属材料化学成分的方法很多，其中最传统、较准确的方法是化学分析法，需要在实验室中完成。适合在车间现场使用的方法主要有光谱分析和火花鉴别法。零件的表面、局部或微区化学成分的测定可以用俄歇能谱仪、离子探针、电子探针等手段。对于化学热处理形成的由表面向内部成梯度分布的渗层的化学成分，可采用剥层分析方法。

（1）化学分析法

1）钢铁中碳含量的测定方法　钢铁中的碳主要以化合物态、固溶态或游离态存在。各种形式的碳的分离方法是很复杂的，在一般实验室中通常是测定碳的总含量。由于游离碳不和酸发生反应，而大多数化合物态碳可溶于酸中，借此性质可分离出游离态碳，因此对于不含 Cr、W、V、Mo 等碳化物的普通碳素结构钢和工具钢，亦可通过总碳含量与游离态含碳量之差得出化合物态碳的含量。

测定钢铁中碳含量的方法很多，其原理都是首先在高温下将钢铁试样中的碳燃烧生成二氧化碳后再进行测定的。如用氢氧化钾溶液吸收二氧化碳，从测得二氧化碳的体积来计算出碳含量的容积定碳法；用氢氧化钡溶液吸收二氧化碳，用醋酸标准液滴定过量氢氧化钡的容量法；用烧碱石棉吸收二氧化碳的重量法；以及电导法、非水滴定法、电弧法、真空冷凝法、感应炉燃烧红外吸收法、库仑滴定法等。其中较常用的是气体容量法。

气体容量定碳法是将试样在高温（1 100 ~ 1 300℃）的氧气流中燃烧，使碳燃烧生成二氧化碳，硫燃烧生成二氧化硫，再把混合气体经除硫后收集于量气管中，用氢氧化钾溶液吸收二氧化碳，以吸收前后的体积之差测出二氧化碳的体积，通过换算确定碳的含量。此方法适用于碳含量约 0.10% ~ 2.00% 的钢铁及合金钢铁试样。

① 测试装置。气体容量法的测试装置如图 8.1-3 所示。测试装置需置于距高温炉约 300 mm 以外，并避免阳光直接照射。量气管和吸收器之间应避免有温差。

洗气瓶：两个，其中一个内盛高锰酸钾-氢氧化钾洗液，装入量约为瓶高的三分之一；另一个内盛硫酸，装入量约为瓶高的三分之一。

干燥塔：上层装碱石棉（或碱石灰），下层装无水氯化钙，中间隔以玻璃棉，底部及顶端也铺以玻璃棉。

球形干燥管：内装干燥脱脂棉。

除硫管：内装颗粒状活性二氧化锰（或粒状钒酸银），两端塞脱脂棉。

容量定碳仪：包括蛇形冷凝管、量气管、水准瓶、吸收器、小阀门、三通阀门。

② 试剂要求

a）浓硫酸：相对密度 1.84。

b）高锰酸钾-氢氧化钾洗液：将 30 g 氢氧化钾溶于 70 mL

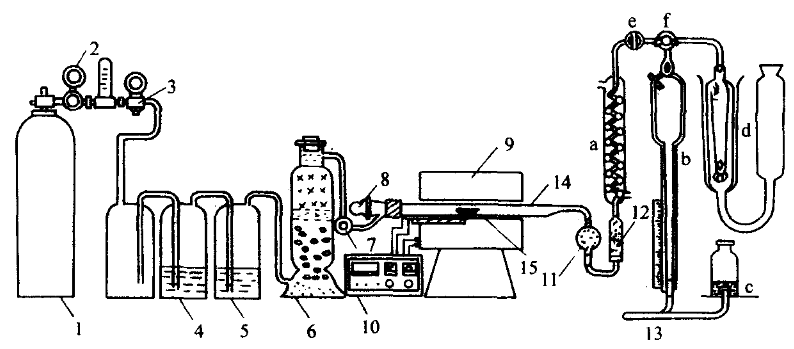


图8.1-3　气体容量法的测试装置简图

1—氧气瓶；2—氧气表、减压阀；3—缓冲蓄气瓶；4、5—洗气瓶；6—干燥塔；7—供氧阀门；8—玻璃磨口塞；9—管式高温加热炉；10—自动控温仪表（或调压器）；11—球形干燥管；12—除硫管；13—容量定碳仪

高锰酸钾饱和溶液中（也可用30 g氢氧化钾溶于70 mL水的溶液替代）。

c）二氧化锰（或粒状钒酸银）：粒度为2.00～0.900 mm（10～20目）。

d）氧气：纯度97%～99%。

e）助熔剂：纯锡粒（片）、纯铜屑（或氧化铜）、五氧化二钒、纯铁粉。助熔剂中碳含量一般不超过0.005%，使用前应作空白试验，并从分析结果中扣除。助熔剂的加入量如表8.1-10。

表8.1-10　助熔剂的加入量　　g

助熔剂	锡（粒、片）	铜（氧化铜）	锡（粒、片＋纯铁粉）1:1	氧化铜＋纯铁粉 1:1	五氧化二钒＋纯铁粉 1:1
碳钢，中、低合金钢，生铁	0.25～0.5	0.25～0.5	—	—	—
高合金钢	—	—	0.25～0.5	0.25～0.5	0.25～0.5

③ 分析方法

a）测定钢铁时，将炉温升至1 100～1 250℃；测定合金钢时，升温至1 250～1 300℃。检查并调整各部分仪器装置确保无漏气，然后使仪器处于准备状态：小阀门e通大气；量气管b充满氯化钠溶液；吸收器d充满氢氧化钾溶液；三通阀门f和供氧活塞关闭；水准瓶c置于固定位置，调整标尺零点与液面一致并保持标尺不得移动（见图8.1-3）。

b）称取试样：如材料碳含量在0.7%以下称1 g，如在0.7%～1.5%称0.5 g，在1.5%～3.0%者称0.2 g，含碳3%以上者称0.1 g，将试样平铺于经800～900℃锻烧过的磁舟内，合金钢需加0.5～1.0 g助熔剂。

c）将盛有试样的磁舟推入高温炉燃烧管中心的最灼热处，立即用联接通氧阀门的胶塞塞紧燃烧管，不通氧预热0.5～1 min，再通入氧气燃烧。然后依据定碳仪的操作规程进行，所得读数乘以温度及压力校正系数，并除以样品重量，即可求得试样的含碳百分量。

2）钢铁中锰含量的测定方法　测量钢铁中锰含量的方法主要有：亚砷酸钠-亚硝酸钠容量法（过硫酸铵容量法）、磷酸-三价锰容量法、过硫酸铵比色法、过碘酸盐比色法、高氯酸法、火焰原子吸收光谱法、电位滴定法、电流滴定法、高锰酸钾滴定法等。其中容量法是测定钢中锰含量的较实用的方法，它具有较高的准确度，而且有较大的测量范围，操作方法也较为快速简单。

亚砷酸钠-亚硝酸钠容量法（过硫酸铵容量法）是将试样经酸溶解，在硫酸-磷酸混合酸介质中，以硝酸银为催化剂，用过硫酸铵将二价锰氧化成七价，再用亚砷酸钠-亚硝酸钠标准溶液滴定。此方法适用于普通钢、铸铁及含铬2%以上、含锰3%以下的合金钢与合金铸铁。

① 试剂配制

a）硫酸-磷酸混合酸。硫酸:磷酸:水（150:150:700）。

b）硝酸银溶液。在0.5%硝酸银溶液中滴加数滴硝酸。

c）氯化钠溶液。称取4 g氯化钠，用硫酸（2:3）溶解并稀释至1 000 mL。

d）锰标准溶液。称取0.5 g电解锰（质量分数99.95%以上）置于烧杯中，加20 mL硝酸（1:3）后加热溶解，煮沸数分钟驱尽氮氧化物，冷却后加水稀释至1 000 mL。此溶液1 mL含0.5 mg锰。

e）亚砷酸钠-亚硝酸钠标准溶液（0.05 mol/L）及其标定。称取1.63 g亚砷酸钠和0.86 g亚硝酸钠加水溶解后稀释至1 000 mL。其标定方法为：分取锰标准溶液（其含量应与试样中的锰含量相近）三份，按分析步骤操作。三份锰标准溶液滴定所消耗亚砷酸钠-亚硝酸钠标准溶液毫升数的极差值不得超过0.05 mL，取其平均值。

② 分析方法。称取试样（如锰含量质量分数在0.1%～1.0%称0.5 g，锰含量质量分数在1.0%～2.5%称0.25 g）置于300 mL锥形瓶中，加30 mL硫酸-磷酸混合酸并加热溶解（如是低合金钢加硝酸数滴破坏碳化物），煮沸2～3 min，以除去氮氧化物。加水稀释至体积约为80 mL，加入10 mL硝酸银溶液、10 mL过硫酸铵溶液，煮沸30～45 s后静置2 min，以使锰氧化为高锰酸的作用更为完全，然后用流水将溶液冷却至室温，往溶液中加入10 mL氯化钠溶液并摇匀后，立即用亚砷酸钠-亚硝酸钠标准溶液滴定。标准溶液应以不变的速度滴入，每分钟不超过6 mL，直至溶液呈淡红色时，以更缓慢的速度（每两滴相隔的时间不小于5 s）滴定至白色为止。

锰的质量百分含量按式（8.1-1）计算：

$$W_{Mn}=\frac{T\times V}{W}\times 100\% \qquad (8.1\text{-}1)$$

式中，W_{Mn}为锰的质量分数，%；V为消耗亚砷酸钠-亚硝酸钠标准溶液体积，mL；W为试样称重，g；T为亚砷酸钠-亚硝酸钠标准溶液对锰的滴定度（g/mL），按式（8.1-2）计算。

$$T=\frac{V_1\times C}{V_2} \qquad (8.1\text{-}2)$$

式中，V_1为分取锰标准溶液体积，mL；V_2为滴定所消耗亚砷酸钠-亚硝酸钠标准溶液体积的平均值，mL；C为锰标准溶液锰含量。

3）钢铁中铬含量的测定方法　测量钢铁中铬含量的方法主要有：过硫酸铵银盐容量法、二苯卡巴肼比色法、二甲分橙（XO）法、羊毛铬青法、电位或目视滴定法、高锰酸钾滴定法、火焰原子吸收光谱法等。一般测试铬含量1%以下的低合金钢时，常采用二苯卡巴肼比色法，而对于高含铬量的合金钢多采用容量法。过硫酸铵银盐容量法是将试样在硫酸-磷酸混合酸介质中溶解，以硝酸银为催化剂，用过硫

酸铵将铬氧化成六价，再用硫酸亚铁铵标准溶液滴定。含钒的试样用亚铁-邻菲罗啉溶液为指示剂，加过量硫酸亚铁铵标准溶液，用高锰酸钾溶液回滴。此方法适用于含铬0.1%～30.0%的合金钢与合金铸铁。

① 试剂配制

a）硫酸-磷酸混合酸。硫酸:磷酸:水（160:80:760）。

b）硝酸银溶液。在2.5%硝酸银溶液中滴加数滴硝酸。

c）N-苯代邻（位）氨基苯甲酸溶液。称取0.2 g *N*-苯代邻氨基苯甲酸和0.2 g无水碳酸钠置于烧杯中，加入20 mL水并加热溶解，冷却后稀释至100 mL。

d）硫酸亚铁铵标准溶液（0.05 mol/L）。称取20 g硫酸亚铁铵［$(NH_4)_2Fe(SO_4)_2 \cdot 6H_2O$］溶解于硫酸（5:95）中并稀释至1 000 mL。

e）重铬酸钾标准溶液。称取5.658 2 g预先在150℃烘1 h的基准试剂，用水溶解后稀释至1 000 mL。此溶液1 mL含2.00 mg铬。

② 分析方法。称取试样（含铬质量分数大于10%称0.2～0.5 g；2%～10%称0.5～2.0 g；0.1%～2.0%称2.0～3.0 g。钨、钒共存时，称样量中的含钨质量分数应小于100 mg）置于烧杯中，加入50 mL硫酸-磷酸混合酸并加热至试样完全溶解后滴加硝酸氧化，直至激烈作用停止。继续加热至冒硫酸烟后取下冷却，加水稀释至200 mL，再加入硝酸银溶液（每含铬10 mg应加硝酸银溶液1 mL）和20 mL过硫酸铵（20%）溶液，煮沸至铬完全氧化（溶液呈紫红色表明铬已完全氧化。若试样锰含量低，溶液不呈紫红色，则可加入0.5%硫酸锰溶液后再氧化）后，继续煮沸5 min，使过硫酸铵完全分解后取下。加入7 mL氯化钠（5%）溶液，煮沸至红色消失。如红色不褪，再加2～3 mL氯化钠（5%）溶液后继续煮沸8～10 min，至氯化银沉淀凝结下沉，溶液变清。取下用流水冷却至室温，加水至溶液体积约为250 mL，再加入20 mL（1:1）硫酸和5滴*N*-苯代邻氨基苯甲酸溶液，搅拌后溶液呈玫瑰色，用硫酸亚铁铵标准溶液滴定至溶液的玫瑰色消失转为亮绿色为止。

铬的质量百分含量按式（8.1-3）计算：

$$W_{Cr} = \frac{V \times T}{W} \times 100\% \quad (8.1\text{-}3)$$

式中，W_{Cr}为铬的质量分数，%；V为滴定所消耗硫酸亚铁铵标准溶液体积，mL；W为试样称取重量，g；T为硫酸亚铁铵标准溶液对铬的滴定度，g/mL，按式（8.1-4）计算：

$$T = \frac{V_1 \times C}{V_2} \quad (8.1\text{-}4)$$

式中，V_1为分取重铬酸钾标准溶液体积，mL；V_2为滴定所消耗硫酸亚铁铵标准溶液体积，mL；C为重铬酸钾标准溶液的铬含量（g/mL）。

③ 硫酸亚铁铵标准溶液对铬的滴定度的标定方法。分取重铬酸钾标准溶液（其铬含量应与试样中铬含量相近）三份，分别置于锥形瓶中，各加50 mL硫酸-磷酸混合酸、4滴硫酸锰（4%）溶液，以水稀释至200 mL，加3 mL硝酸银溶液、20 mL硫酸铵（20%）溶液。以下按分析步骤进行。三份重铬酸钾标准溶液所消耗硫酸亚铁铵标准溶液毫升数的极差值，不得超过0.05 mL，取其平均值。

4）钢铁中钼含量的测定方法　测量钢铁中含钼量的方法主要有：硫氰酸盐直接比色法、硫氰酸盐-萃取比色法、安息香二肟重量法、EDTA容量法、硫代乙酰胺沉淀重量法、原子吸收光谱法、离子交换分离-8-羟基喹啉重量法等。其中硫氰酸盐直接比色法是在硫酸、磷酸介质中，利用抗坏血酸还原铁和钼，使硫氰酸盐与五价钼形成橙色络合物，于分光光度计上波长470 mm处的吸光度测定并计算出钼的百分含量，此方法操作简单、准确度较高，可适用于钼含量0.1%～2.0%的钢和合金铸铁。

① 试剂配制

a）硫酸-磷酸混合酸。硫酸:磷酸:水（150:150:700）；

b）三氯化铁溶液。称取48.4 g三氯化铁（$FeCl_3 \cdot 6H_2O$），用20 mL盐酸（1:1）溶解，用水稀释至1 000 mL。此溶液1 mL含10 mg铁。

c）钼标准溶液。称取0.600 1 g预先在500℃灼烧1 h并冷至室温的三氧化钼（质量分数为99.9%以上），置于烧杯中，加入10 mL氨水（密度0.90），低温加热溶解并冷却后稀释至1 000 mL。此溶液1 mL含0.4 mg钼。

② 分析方法。称取试样（含钼质量分数在0.1%～1.0%者称0.2 g；在1.0%～2.0%者称0.1 g）置于锥形瓶中，加入40 mL硫酸-磷酸混合酸（难溶试样先用10 mL王水溶解），加热溶解后滴加硝酸氧化，蒸发至冒硫酸烟1～2 min后取下稍冷，再加入20 mL水并加热溶解盐类，冷至室温后稀释至100 mL。

取10 mL试液作显色液：加5 mL硫酸（1:1），流水冷却至室温后加入10 mL硫氰酸铵（10%）溶液，随即加入10 mL抗坏血酸（10%）溶液和5 mL硫脲（3%）溶液，稀释至50 mL。

取10 mL试液作参比液：除不加硫氰酸铵外，其他按显色液操作。

将显色液和参比液分别注入2 mL比色皿中，于分光光度计上，波长470 nm处测量吸光度，再从标准曲线上查出钼的质量百分含量。

③ 标准曲线的绘制。称取铁含量0.2 g的三氯化铁（或纯铁）溶液，置于一系列锥形瓶中，加入不同量钼标准溶液（每加入1 mL钼标准溶液，相当于试样中钼含量增加0.20%），再加入40 mL硫酸-磷酸混合酸后按分析步骤操作，测量吸光度，绘制标准曲线。

5）钢铁中钨含量的测定方法　测量钢铁中钨含量的方法主要有：硫氰酸盐直接比色法、对苯二酚比色法、氯化四苯砷盐-三氯甲烷萃取比色法、酸解重量法等。其中硫氰酸盐直接比色法是将试样用硫酸-磷酸混合酸溶解后以氯化亚锡和三氯化钛还原铁和钨，在盐酸介质中，加硫氰酸盐与五价钨生成黄色络合物，于分光光度计上波长420 mm处的吸光度测定并计算出钨的质量百分含量，此方法操作简单、准确度较高，可适用于含钨质量分数0.05%～1.0%的碳钢和合金钢。

① 试剂配制

a）硫酸-磷酸混合酸。硫酸:磷酸:水（150:300:550）；

b）氯化亚锡溶液（1%）、（5%）。用盐酸（1:1）配制；

c）三氯化钛溶液（1.5%）。取5 mL 15%三氯化钛，加15 mL盐酸后用水稀释至50 mL，再加入数粒金属锌。

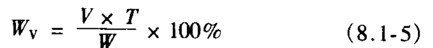
d）钨标准溶液。称取0.630 5 g预先于800℃灼烧30 min的三氧化钨（质量百分数在99.9%以上），加入20 mL氢氧化钠（20%）溶液，加热溶解后冷却至室温，用水稀释至1 000 mL。此溶液1 mL含0.5 mg钨。

② 分析方法。称取0.5 g试样置于锥形瓶中，加入20 mL硫酸-磷酸混合酸，加热溶解后滴加硝酸氧化，蒸发至冒硫酸烟1～2 min后取下稍冷，再加入30 mL水并加热溶解盐类，冷至室温后稀释至50 mL。

取5 mL试液作显色液：加入30 mL 1%氯化亚锡溶液，再加入3 mL硫氰酸铵（25%）溶液和1 mL三氯化钛溶液，用1%氯化亚锡溶液稀释至50 mL。

取5 mL试液作参比液：用1%氯化亚锡溶液稀释至50 mL。

将显色液和参比液放置5 min后，分别注入2 mL比色皿中，于分光光度计上，波长420 nm处测量吸光度，再从标



准曲线上查出钨的质量百分含量。

③ 标准曲线的绘制。称取 0.5 g 纯铁或不含钨的碳素钢七份，分别加入 0.mL、1.0 mL、2.0 mL、3.0 mL、4.0 mL、5.0 mL、6.0 mL 钨标准溶液后按分析步骤操作，测量吸光度，绘制标准曲线。

6）钢铁中钒含量的测定方法　测量钢铁中钒含量的方法主要有：高锰酸钾氧化容量法、钽试剂-三氯甲烷萃取比色法、火焰原子吸收光谱法、电位滴定法、电流滴定法、硫酸亚铁铵滴定法等。其中容量法测验速度较快、应用范围较广。高锰酸钾氧化容量法是在硫酸-磷酸混合酸介质中，用高锰酸钾氧化钒，以亚硝酸钠还原，以 *N*-苯代邻（位）氨基苯甲酸为指示剂，用硫酸亚铁铵标准溶液滴定。适用于含钒质量分数为 0.01% ~ 5.0% 的碳素钢和合金钢。

① 试剂配制

a）硫酸-磷酸混合酸。硫酸:磷酸:水（300:150:600）。

b）硫酸亚铁铵溶液（4%）。配制时加 10 mL 硫酸（1:1），再用水稀释至 100 mL。

c）N-苯代邻（位）氨基苯甲酸溶液（0.2%）。称取 0.2 g *N*-苯代邻氨基苯甲酸和 0.2 g 无水碳酸钠溶于水中后稀释至 100 mL。

d）亚砷酸钠溶液。称取 0.5 g 三氧化二砷溶于 50 mL 氢氧化钠（5%）溶液中，并以硫酸（1:1）中和至中性后再用水稀释至 100 mL。

e）硫酸亚铁铵标准溶液（0.01N）。称取 4 g 硫酸亚铁铵 [$(HN_4)_2Fe(SO_2) \cdot 6H_2O$] 溶解于硫酸（5:95）中并稀释至 1 000 mL。

② 分析方法。称取试样 0.2 ~ 1.0 g（依钒含量而定）置于锥形瓶中，加入 70 mL 硫酸-磷酸混合酸（钨高时可适当多加 2 ~ 3 mL 磷酸，以便与钨络合）并加热溶解后滴加硝酸氧化（至剧烈反应停止），蒸发至冒硫酸烟 1 ~ 2 min 后取下稍冷，再加入 50 mL 水并加热溶解盐类，冷至室温后加 2 mL 硫酸亚铁铵溶液，在不断摇动下滴加高锰酸钾（0.3%）溶液至溶液呈红色（含高量铬的试液呈暗灰色）并过量 2 ~ 3 滴，放置 1 ~ 2 min 后加入 10 mL 尿素（20%）溶液，在再充分振荡下逐滴加入亚硝酸钠（2%）溶液使试剂呈未氧化前的颜色并过量 1 ~ 2 滴，加入 5 mL 亚砷酸钠溶液，再滴加 1 ~ 2 滴亚硝酸钠（2%）溶液，静置 2 min 后滴加 3 ~ 4 滴 N-苯代邻（位）氨基苯甲酸溶液，然后用硫酸亚铁铵标准溶液缓慢滴定至亮绿色为止。

钒的百分含量按式（8.1-5）计算：

$$W_V = \frac{V \times T}{W} \times 100\% \qquad (8.1\text{-}5)$$

式中，W_V 为钒的质量分数，%；V 为滴定所消耗硫酸亚铁铵标准溶液体积，mL；T 为 1 mL 硫酸亚铁铵标准溶液相当于含钒的量，g；W 为试样称重量，g。

7）钢铁化学分析中的一般规定

① 所用试剂一律采用分析纯试剂。

② 配制试剂及分析所用之水，除特殊注明者外，均为蒸馏水。

③ 方法中所记载的溶液，除注明溶剂者外，均为水溶液。由固体试剂配制的溶液，其浓度均以 100 mL 溶液中所含试剂的克数表示。由液体试剂配制的溶液，其浓度一般以该试剂与水的体积比表示。

④ 方法中未注明浓度的试剂，如盐酸、硫酸、硝酸等，均指浓盐酸（相对密度 1.19）、浓硫酸（相对密度 1.84）、浓硝酸（相对密度 1.42）、磷酸（相对密度 1.70）。

（2）火花鉴别法

看火花鉴别钢铁材料化学成分的方法，是靠观察材料被砂轮磨削时所产生的流线、爆花及其色泽来鉴别钢铁的牌号。火花特征的分辨一般以碳素钢的火花为基础，再分析加入合金元素对火花的影响。火花特征不受热处理工艺影响，对于零件渗碳后表层碳含量或钢的表面脱碳程度也能作出定性或半定量分析。但对硫、磷、铜、铝、钛等元素尚无法看出其火花特征。钢中的镍、铬、锰等元素含量较低时对火花特征的影响不明显。

1）火花检验用设备及操作方法　火花检验通常用台式砂轮或手提式砂轮，砂轮片宜采用中硬度 46 ~ 60 号普通氧化铝砂轮，不宜使用碳化硅或白色氧化铝砂轮。台式砂轮直径应在 200 ~ 250 mm 范围，手提式砂轮直径应在 100 ~ 150 mm范围，砂轮转速一般以 2 800 ~ 4 000 r/min 为宜。鉴别火花特征时，最好备有已知化学成分的系列典型钢样（或所需钢材）作为对比判断之用。操作应在室内光线较暗处进行，避免强光对火花色泽及清晰度的影响。磨削压力要适中，使火花束大致向略高于水平方向发射，以便观察火花束的长度和各部位火花形状特征。检验碳含量较多的钢火花时注意观察单一流线上多次火花爆裂特征，以判断钢的碳含量。

2）火花的组成　火花束由流线、节点、苞花、爆花和尾花等组成。图 8.1-4 示出了火花束的各种形状。

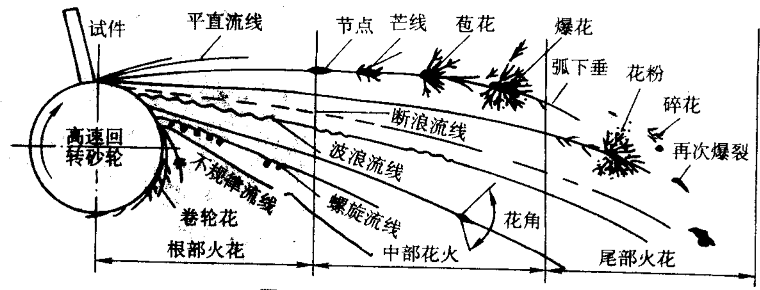


图 8.1-4　各种火花流线形状

① 流线。高温的磨削颗粒的运行轨迹。流线分为直线流线、断续流线、波纹状流线和断续波纹状流线等几种形式。其中波纹状流线不常见，铬钢、钨钢、高合金钢和灰铸铁的火花流线均呈断续流线状。

② 节点与苞花。流线上明亮而且较粗的点。节点是钢中含硅的特征，苞花是钢中含镍的特征。

③ 爆花。爆花分布在流线上，是钢中含碳的特征。爆花形式随钢中碳含量而变化，是火花鉴别中的重要特征。爆花爆裂而产生的短流线称为“芒线”，随钢中碳含量增加，芒线的形式有二根分叉、三根分叉、四根分叉以及多根分叉等多种。只有一次爆裂的芒线称为一次花，在一次爆花的芒线上再一次发生爆裂产生的爆花称为二次花，因此爆花又可分为一次花、二次花、三次花以及多次花。各种爆花的形式如图 8.1-5 所示。

④ 尾花。流线末端的形貌特征。包括“狐尾尾花”和“枪尖尾花”两种。狐尾尾花常认为是含钨钢的火花特征，其

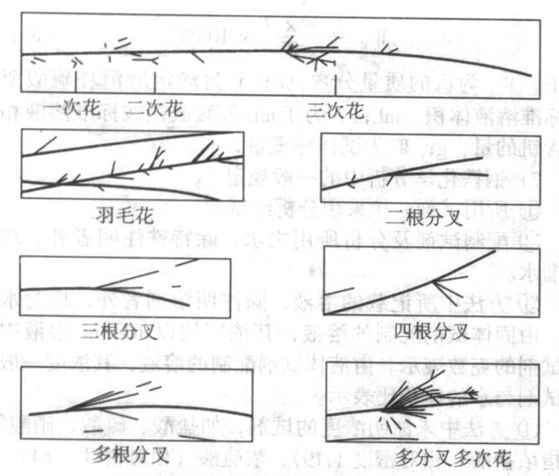


图 8.1-5　爆花的各种形式

数量与长度与钢中钨含量成反比关系。枪尖尾花一般认为是含钼（约1%）钢的火花特征，其特点是在流线末端呈明显的下垂脱离状，应注意区别于一些不含钼的钢所产生的在分叉上呈直线脱离的枪尖状尾花。

3）碳素钢的火花特征　碳钢火花特征如表 8.1-11，主要观察点是流线数量、长短、粗细、色泽及爆花的数量、花形、大小、花粉等。如纯铁火花流线数量少、短而粗、无爆花。但由于纯度的不同，纯铁花束中有时也有二、三分叉，但强度较弱，角度较小，芒线较细。

表 8.1-11　碳素钢的火花特征

w(C)/%	流线					爆花				磨砂轮时
	颜色	亮度	长度	粗细	数量	形状	大小	花粉	数量	手的感觉
0	亮黄	暗	长	粗	少	无		爆花		软
0.05						二根分叉	小	无	少	
0.1						三根分叉		无		
0.2						多根分叉		无		
0.3						二次花多分叉		微量		
0.4						三次花多分叉		稍多		
0.5										
0.6		亮	长	粗			大			
0.7										
0.8										
>0.8	黄橙	暗	短	细	多	复杂	小	多量	多	硬

含碳质量分数＜0.20%的钢火花束呈草黄略带微红色，流线较粗，呈弧状，爆花数量少，芒线粗且长，有时出现一、二枝二次爆裂的芒线，如图 8.1-6 所示。

含碳质量分数 0.40%～0.50%钢的火花如图 8.1-7 所示，火花束色黄而较明亮，流线细长，多且直。爆花数多为分叉二次花，在流线尾部及中部有节点，爆裂劲强，大型爆花甚多，伴随有二、三层枝状爆花，爆花量多且密集，芒线较细密而且长，伴随有少量花粉，根部有小型爆花与稍暗的流线交织。

含碳质量分数 0.6%～0.8%钢的火花如图 8.1-8 所示，火花束黄亮，流线细长而且量多、挺直，尖端分叉。其后有较强的枝状火花，芒线细长，芒线间花粉较多。

含碳质量分数超过 0.8%以上，火花的色泽由橙黄变成暗橙色。随着碳含量增加而流线数量增多的趋势逐渐减慢，流线逐渐细化，长度逐渐缩短。爆花和花粉缓慢增多，花形逐渐变小。图 8.1-9 示出了含碳 1.3%钢的火花。

图 8.1-6　w（C）=0.05%～0.10%钢的火花

图 8.1-7　45 钢火花

图 8.1-8　w（C）=0.6%～0.8%钢的火花

图 8.1-9　w（C）=1.3%钢的火花

4）合金元素对火花特征的影响　合金元素对火花特征的影响可分为抑制爆花爆裂的（如镍、硅、钼、钨等）和助长爆花爆裂的（如锰、钒等）两类。

钨具有最强烈的抑制爆花爆裂作用。含钨质量分数达到1%时，爆花即显著减少；含钨质量分数大于2.5%时，爆花呈秃尾状。如钢中碳含量较低，只要含钨质量分数达到4%～5%，几乎完全抑制爆花的爆裂。含钨钢可见到狐尾火花，当钨含量在1%～2%时，狐尾最为明显，进一步增加钨含量，流线的数量及长度逐渐减少，钨含量在5%～8%时狐尾时有时无；钨含量更高时，狐尾则很少出现。钨使火花色泽变暗，当钨含量超过5%，火花束呈暗红色。

钼具有较强的抑制爆化爆裂、细化芒线和加深火花色泽的作用。钢中硅含量达到2%～3%，这种抑制作用较明显。硅使芒线缩短，如硅钢片（0.10%C，3.5%～4.5%Si）只能在火束花间发现一、二根单芒线爆花，并出现白色明亮的闪点。硅锰弹簧钢的火花呈橙红色，流线粗而短，芒线短粗而少。

镍对爆花的抑制作用较弱，使花形缩小且不整齐，流线较碳钢细。随镍含量增加，流线的数量减少，长度变短，色泽变暗。

铬对火花的影响比较复杂。对于低铬低碳钢，铬有较强的助长火花爆裂作用，增加流线的长度和数量，火花束呈白亮色，爆花为一、二次花，花型较大。对于碳含量较高的低铬钢，铬助长火花爆裂的作用不明显，甚至观察不到枝状爆花，火花束明亮，但流线短而量少。铬含量增加，火花的爆裂强度、流线长度、流线数量均减少，色泽变暗。

锰和钒等元素助长爆型爆裂。锰钢的火花爆裂强度比碳钢强，爆花位置离砂轮较远。锰含量越高，火花越整齐，色泽也较碳钢黄亮。碳含量较低的锰钢火花呈白亮色，爆花核心有较大而白亮的节点，花型较大，芒线稀少而细长。碳含量较高的锰钢，爆花有较多的花粉。低锰钢的流线粗而长，量较多；高锰钢的流线短粗而量少。由于锰是助长火花爆裂的元素，会使人误把钢的碳含量估计偏高，检验时应予注意。

（3）光谱分析法

利用光谱分析材料的化学成分，其原理是在光源作用下使材料中的元素被激发，不同元素发射出各自的特征光，根据光谱仪记录的系列谱线的波长和强度，对照谱线表即可得出所含元素及其含量。图 8.1-10 是 7503C 型光电直读光谱仪的原理图，由试样被光源激发出的特征光，经过透镜与入射狭缝投射到凹面光栅上，经过光栅表面具有一定角度刻线的作用，将不同特征的光衍射为单一波长的光谱线（即各元素光谱线），各元素的光谱线通过相对应的出射狭缝投射到光电倍增管上，由于光谱线的强度与所属元素含量成一定的函数关系，光电倍增管将光谱线信号转变成电流信号送到测控仪系统，再经放大和模数转换后送到数据处理系统测算出各元素光谱线的强度值，最后由计算机计算出各元素的百分含量。

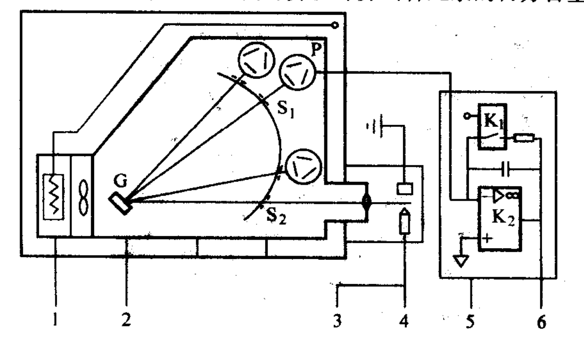


图 8.1-10　光电直读光谱仪原理图

1—恒温系统；2—分光仪（S—入射狭缝、S—出射狭缝、G—凹面光栅、P—光电倍增管）；3—激发光源；4—供氩气系统；5—测控仪；6—数据处理系统

光谱仪所用的激发光源有电弧光源、高能预燃低压火花光源、快速火花光源、电感耦合等离子体（ICP）光源等许多种。采用光纤技术的高级直读光谱仪可安装多个独立的光学系统，配备充气式紫外系统后，测试波长范围在120～800 nm。

大型精密光谱仪适用于中央实验室，对于热处理现场，一般可使用台式光谱仪或便携式光谱仪。便携式或移动式光谱仪使用方法最简单，检测时先选择好工作模式和分析程序，然后把光谱枪对准检测样品并按下激发按钮，检测结果即可在显示器上显示也可由打印机打印出来。

（4）看谱镜法

通常的化学分析方法、光谱分析方法和火花鉴别方法只能得出材料的平均成分，无法测定微观尺度上的元素分布不均或沉淀相及夹杂物的化学成分。目前微区化学成分分析的主要方法有电子探针 X 射线分析、离子探针显微分析、俄歇电子能谱分析以及激光显微光谱分析等。表 8.1-12 列出了三种微区成分分析方法的特点，可供选择使用时参考。

表 8.1-12　三种微区成分分析方法的特点

分析性能	电子探针	离子探针	俄歇能谱
空间分辨率/μm	0.5～1	1～2	0.1
分析深度/μm	0.5～2	<0.005	<0.003
采样体积重量/g	10	10	10
可检测质量极限/g	10	10	10
可检测浓度极限/10^{-6}	50～10 000	0.01～100	10～1 000
可分析元素	$Z \geqslant 4$	全部	$Z \geqslant 3$
定量精度	±1%～5%	—	30%

1）电子探针分析法　电子探针 X 射线显微分析仪简称电子探针（EPA 或 EPMA）通常和扫描电镜组合在一起，它是利用一束能量足够高的细聚焦电子束轰击试样，在一个微区体积内激发出特征 X 射线并对其元素进行识别。电子探针可用于：分析合金中第二相或夹杂物的成分、测试金属材料中的偏析和晶界偏析、化学热处理渗层中元素分析等。电子探针分析方法有两种，一种是通过晶体衍射分光的途径对不同波长的 X 射线进行鉴别和测量，叫做“波长展谱仪”（简称波谱仪或 WDS）；另一种是利用锂漂移硅固态检测器测定不同元素的 X 射线的特征能量及强度，称为“能量展谱仪”（简称能谱仪或 EDS）。波谱仪的特点是波长分辨率高，对于一些波长很接近的谱线也能分开，并可测定碳、氮等较轻的元素；能谱的特点是能同时接收和检测所有不同能量的 X 射线信号，能快速对元素定性和定量分析，缺点是对轻元素分析困难。

电子探针对试样的要求不高，一般的金相试样即可。为保证测试结果的准确度，测试前应用超声波对试样进行清洗。试样尺寸可视仪器的样品室和试样底座决定。

电子探针的测试方式有点分析、线分析、面分析三种。

① 点分析。点分析是把电子束照射到试样上的某一点，对所产生的特征 X-射线进行测量分析。点分析通常用来鉴定沉淀相或夹杂物，也可对固溶体基体的成分进行测定。图 8.1-11 是 W6Mo5Cr4V2 钢中合金元素的能谱分析图。

② 线分析。线分析是将电子束沿试样表面选定的直线轨迹作线扫描，根据探测到的 X-射线强度变化来研究元素的浓度变化。线分析可用来测定化学热处理渗层中元素的分布情况。图 8.1-12 是对氮碳共渗零件表层进行波谱测试的结果，可分别看出氮、碳元素沿表面向内的分布情况及各自的扩散深度。

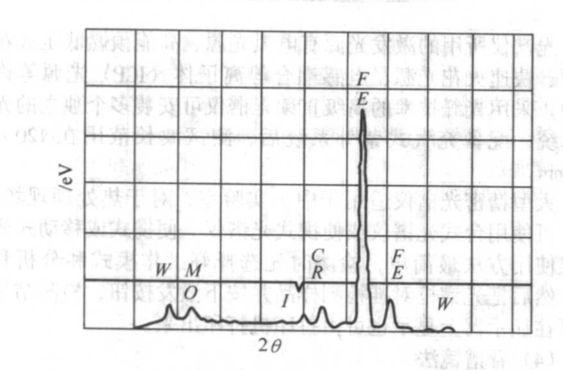


图 8.1-11 W6Mo5Cr4V2 钢中合金元素能谱图

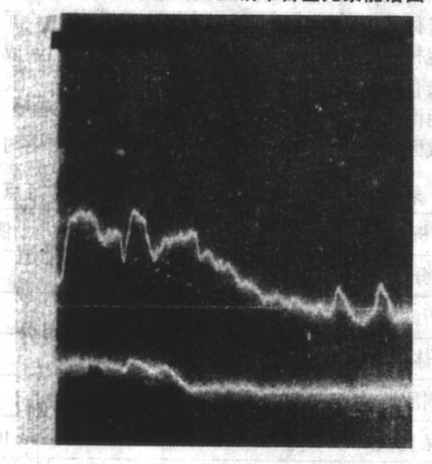


图 8.1-12 氮碳共渗层中元素分布的波谱曲线

③ 面分析。面分析可把所分析区域上存在的元素及其分布情况用扫描图像表示出来，也可用来测定材料中所含元素的平均含量。图 8.1-13 示出了钢中锰在夹杂物中的分布情况，图 8.1-13a 是钢中夹杂的二次电子像，图 8.1-13b 是钢中夹杂物的 X 射线扫描像，最亮的地方就是锰含量最多处。图 8.1-14 是对渗氮层表面磨损后的氮元素波谱分析，图 8.1-14a 是磨损表面的二次电子像，图 8.1-14b 是磨损表面的 X 射线扫描像，未磨损区氮含量较高，即 X-射线扫描像中的亮区。

2）离子探针分析方法 离子探针显微分析仪简称离子探针（IMA）或二次离子质谱仪（SIMS），是利用光学方法把惰性气体等初级离子加速并聚焦成细小的高能离子束，用几千电子伏（eV）以上的能量轰击试样表面，溅射出正负离子（二次离子）和原子，再将二次离子用质谱仪把质量/电荷分离，利用质荷比及其强度测定出元素和同位素。离子探针主要用于对夹杂物和析出物的鉴定、氢元素和轻元素的测定以及表面镀膜和表面处理层中元素及微量元素的分析。

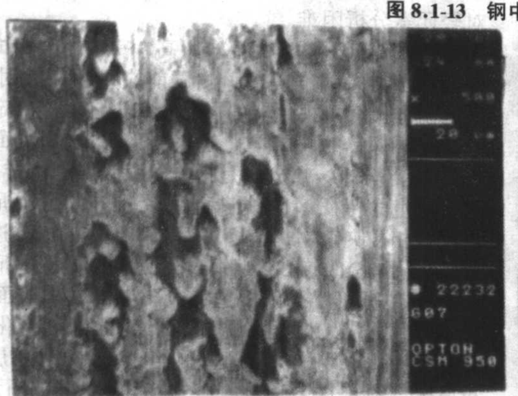
对断口表面的氢元素进行分析，是离子探针的主要特点之一。离子探针是目前微区成分分析中惟一能检测氢的仪器。它可通过对断口表面氢元素富集情况的测定，从而对氢脆和腐蚀问题进行研究。

离子探针还可进行元素的深度分析。

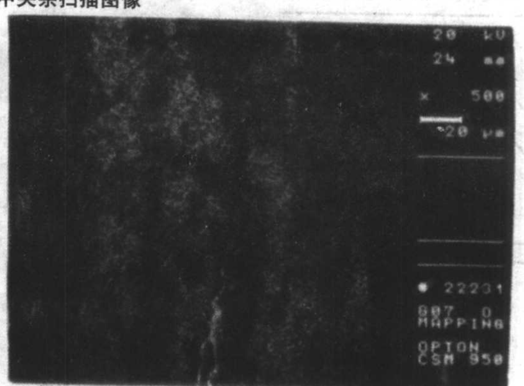
3）俄歇能谱分析方法 俄歇电子能谱仪是利用高能量的电子束（或 X 射线）照射固体试样时与试样的原子发生碰撞，使试样表面原子的内壳层电子因电离激发而产生空位，当较外层电子向这一能级跃迁时原子释放能量，而使另外一个外层电子吸收这一能量引起进一步电离，从而发射出具有特征能量的俄歇电子。通过检测俄歇电子的能量和强度，

(a) (b)

图 8.1-13 钢中夹杂扫描图像



(a) 磨损形貌



(b) 波谱

图 8.1-14 渗氮层磨损表面的氮元素分布

俄歇能谱仪可分析试样表面3 nm以内、原子序数为3以上的所有元素，由其对轻元素特别灵敏。俄歇能谱仪如电子探针一样，可对试样作点、线、面上元素的测定并给出元素分布的图像，通常用于研究材料中合金元素的偏析、化学热处理渗层中元素的测定、检测腐蚀表面和磨损表面上的元素迁移、分析压力加工表面和磨削加工表面上的元素变化等。

利用俄歇能谱测试合金元素和微量元素在合金表面、晶界、相界上吸附、扩散和偏析，研究钢在550℃左右回火时产生的回火脆性、难熔金属的沿晶脆断、硫脆以及腐蚀疲劳断裂等，是俄歇能谱的典型应用。通过对镀层或化学热处理渗层侧面进行逐点分析的结果，可测定其厚度和渗入元素随深度的分布曲线。

编写：佟晓辉（北京机电研究所）

第 2 章　热处理工序的过程质量控制

1　热处理设备质量控制

(1) 设备质量控制

热处理设备应能满足零件热处理所需要的工作温度及保温精度、有效加热区的规格尺寸和测温控制系统。为了保证热处理设备的加热和控温精度，应定期进行维护保养，热处理控制仪表必须定期校验，确认合格方可使用，非专业仪表人员不得随意调整。表 8.2-1 是热处理设备维修计划表。表 8.2-2～表 8.2-4 列出了各类加热炉的技术要求及炉子和仪表的检定周期。校验的结果应制成卡片（如表 8.2-5 的炉温仪表校验卡），拴挂在设备上，供操作者参考。

表 8.2-1　热处理设备维修计划表

设备名称	设备编号	主要用途	购入时间	设备金额	设备管理者
修理原因：					
修理内容：					
修理费用预算：					
修理时间及负责人：					

表 8.2-2　加热炉分类及技术要求

类别	保温精度允许最大偏差/℃	控温指示精度/℃	仪表精度等级 ≥
Ⅰ	±3	±1.0	0.25
Ⅱ	±5	±1.5	0.3
Ⅲ	±10	±5.0	0.5
Ⅳ	±15	±8.0	0.5
Ⅴ	±20	±10.0	0.5
Ⅵ	±25	±10.0	0.5

表 8.2-3　热处理炉有效加热区检定周期

类　别	检 定 周 期
Ⅰ	一个月
Ⅱ	半年
Ⅲ	半年
Ⅳ	半年
Ⅴ	一年
Ⅵ	一年

表 8.2-4　仪表检定周期

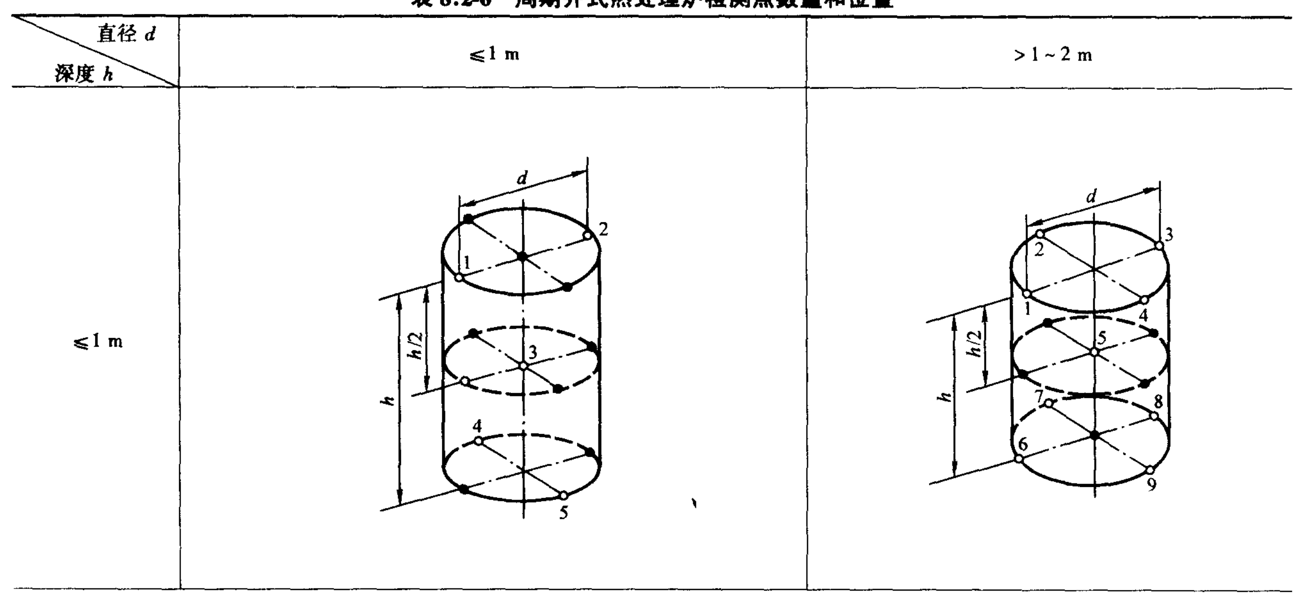
加热炉类别	仪表检定周期
Ⅰ	三个月
Ⅱ	半年
Ⅲ	半年
Ⅳ	半年
Ⅴ	一年
Ⅵ	一年

表 8.2-5　炉温仪表校验卡

仪表名称		仪表编号		购入时间		使用单位
校验结果	仪表指示值/℃					
	修正值/℃					
备注：					校验时间	
					校验者	

对于井式炉和箱式炉的炉温标定应按表 8.2-5 和表 8.2-6 进行，检测结果应填写表 8.2-7 所示的记录表。对于现场热电偶的技术要求以及仪表的检定周期和系统的允许温差分别列于表 8.2-8～表 8.2-10。

表 8.2-6　周期井式热处理炉检测点数量和位置



直径 d ＼ 深度 h	≤1 m	>1～2 m
≤1 m	（图）	（图）

续表 8.2-6

直径 d / 深度 h	≤1 m	>1~2 m
>1~2 m		

表 8.2-7　周期箱式热处理炉检测点数量和位置

宽 b	长 L	高 h ≤0.7 m	高 h >0.7 m
≤1.5 m	≤2 m		
≤1.5 m	>2~3.5 m		

表 8.2-8　有效加热区检测合格卡

热处理炉名称				型号			
使用温度/℃		精度/±℃		保温精度类别			
装炉量及装炉注意事项：							
有效加热区图示：							
检测日期			下次检测日期				
责任者		日期		批准者		日期	

表 8.2-9　现场使用的热电偶技术要求

名　称	分度号	等级	使用温度/℃	允许偏差/℃	检定周期
标准铂铑 10-铂热电偶	S	Ⅱ等标准	0～1 600	±0.9	一年
检测镍铬-镍硅热电偶	K	Ⅰ等标准	0～400	±1.6	三个月
			400～1 100	±0.47%t	
铂铑 10-铂	S	Ⅰ	0～1 100	±1	一年
			1 100～1 600	±［1+（t-1 100）×0.003］	
		Ⅱ	0～600	±1.5	
			600～1 600	±0.25%t	
铂铑 30-铂铑 6	B	Ⅰ	600～1 700	±0.25%t	半年
		Ⅱ	800～1 700	±0.5%t	
镍铬-镍硅	K	Ⅰ	0～400	±3.0	半年
		Ⅱ	400～1 100	±0.75%t	
铜-康铜	T	Ⅱ	-40～+350	±1.0	半年
		Ⅲ	-200～+40	±1.0或±1.5%t	
镍铬-康铜	E	Ⅰ	-40～+800	±1.5或±0.4%t	半年
		Ⅱ	-40～+900	±2.5%或±0.75%t	

注：1. 表中t为测量温度（℃）。
2. 允许按实际需要缩短检定周期。

表 8.2-10　系统检定允许温度偏差

热处理炉类别	允许温度偏差/℃
Ⅰ、Ⅱ	±1
Ⅲ、Ⅳ、Ⅴ、Ⅵ	±3

（2）工艺材料控制

热处理工艺材料应按照相应的技术要求建立定期检验制度，确保热处理质量稳定。检验结果应记录在档案中。如表8.2-11所示的淬火油质量检验报告。

（3）待热处理件的检查

为了保证准确掌握待热处理件的原始状态，以便合理制订工艺，对于用户送来的各类零件，应按表8.2-12所列内容进行检验和做好记录，对于重要零件如大型模具等，有时还必须进行超声波检查，防止内部存在裂纹和其他缺陷，造成热处理废品。

表 8.2-11　淬火油质量检验报告

名称：		代号：		生产厂：		购进日期：		来源：	
运动粘度/$m^2 \cdot s^{-1}$	闪点/℃	凝固点/℃	残碳 w（C）/%	w（灰分）/%	w（水分）/%	w（杂质）/%	w（添加剂）/%	w（S）/%	w（P）/%

化验日期：　　　　　　化验员：

表 8.2-12　待热处理件的原始资料

项　目	说　明
1）待热处理件的试验数据： 钢号 化学成分① 炼钢炉号① 拉伸试验数据①	
硬度试验数据① 淬透性试验数据① 金相组织试验数据①	 晶粒度、脱碳层深度，非金属夹杂物、微观及宏观组织
2）待热处理件的供货状态： 铸造 锻造 热轧 热挤压 冷拔	 注明铸造工艺 注明冷锻或热锻，必要时要注明锻造比
3）待热处理件热处理前的加工方式： 切削方法及切削量① 冲压或拉制 冷轧或冷挤压 焊接 热校正或冷校正①	 进刀量大的重切削有可能引起裂纹或成为淬裂的原因 注明冷热加工状态 注明焊接部位 注明相对于基准尺寸偏差的校正量
4）待热处理件的预先热处理类型： 正火（或正火回火） 完全退火 球化退火 去应力退火 调质	必要时应注明加热温度，保温时间，冷却方法

① 对一般工件，此项目可以省略。

(4) 操作与记录

操作者应严格执行“设备保养规程”、“热处理工艺卡”和“热处理作业指导书”的规定要求，并认真作好记录。热处理记录必须保持完整、清晰、真实。

2　热处理质量检验控制

(1) 质量检验的作用

质量检验的作用在于保证产品符合技术要求，不合格产品不能转入下道工序；记录、分析和评价所得检验数据，为质量控制提供依据。表 8.2-13 是一个零件的加工质量随同卡，在质量管理过程中，这张记录卡应始终跟随同批零件，直至零件出厂，这张记录送存档。

表 8.2-13　球墨铸铁曲轴加工质量随同卡

零件编号			零件图号			炉号		查索号		
铸件化学成分分析报告（%）	w（C）	w（Si）	w（Mn）	w（P）	w（S）	w（Mg）	w（RE）	w（Mo）	w（Ni）	w（Cu）
	浇注班组			化验员				化验日期		
金相分析报告	球化级别	共晶团数 /个·mm^{-2}	石墨球径 /mm	珠光体量（体积分数）/%	游离渗碳体量（体积分数）/%	游离磷共晶量（体积分数）/%	夹杂	疏松和气孔		
	金相检验员		检验日期							
粗加工质量报告	圆角及主要部位尺寸	表面粗糙度	表面有无氧化色	有无毛刺或机械损伤	有无铸造缺陷					
	操作者		检验员		日期					
热处理质量	淬火硬度 HRC	淬火畸变量	回火硬度 HRC	金相检验结果						
	淬火操作		回火操作		检验员		日期			
磨削质量	圆角及主要部位尺寸	表面粗糙度	表面有无氧化色	磨削所用工时	表面探伤结果					
	磨削工人		生产日期		探伤及检验员					

(2) 检验设备的质量控制

检验设备必须符合相应的标准规定，并定期经技术监督部门检定，保证其检测精度和测量数据的可靠性。检定结果应记录在档案中。

(3) 检验规程

热处理质量检验（包括硬度、金相、无损检测等）均必须编制相应的书面检验规程或检验工艺卡，检验文件应符合相应的标准和技术要求。

(4) 检验记录和报告

检验人员应按有关检验规程要求的内容和规定的格式认真做好检验记录并编制检验报告，记录的草图、数据应清楚准确，并保证记录结果的可追踪性。表 8.2-14 和表 8.2-15 是生产及自检记录表和不合格品单样式，可供参考。

(5) 检验标识

经过检验的零件，应按规定做好标识，避免混淆。不合格零件应做好特定标识，放在规定地点，避免下道工序误用。

表 8.2-14　生产及自检记录表

厂　车间						生产及自检记录表						查索号:		
零件号及名称							检 测 项 目							
设备编号及名称							1 ______　2 ______							
工序号及名称							3 ______　4 ______							
日期		加热			冷却			自检记录				责任者		
月	日	温度/℃	加热时间/h	保温时间/h	冷却介质	介质温度/℃	冷却方式	1	2	3	4	操作者	班(组)长	

表 8.2-15　不合格品单

零件名称:	零件编号:	生产日期:	查索号:
不合格品说明:			
产生原因:			
纠正措施或其他处理意见:			
操作者:	检验员:	技术人员:	车间主任:

3　操作者技能和责任质量控制

热处理设备操作人员应经过专门培训并持有操作证，熟悉设备的结构、性能、精度和效率等特点，严格按设备操作规程进行操作，达到准确控制工艺参数的目的。

4　热处理质量控制中常用的统计技术

应用统计技术能够及时发现生产中的质量问题，拿出解决和预防措施。热处理生产中常用的统计方法可包括：排列图法、控制图法和因果分析图法。

(1) 排列图法

排列图法用于寻找影响热处理质量的主要因素。如某零件的不良品有 640 件，统计数据列于表 8.2-16，绘制出图 8.2-1 的排列图，即可得出使不良品生长速率明显的三大主要因素为未淬硬、硬度不均和大块软点。

表 8.2-16　零件不良品统计表

项　　目		件数	比率/%	累计百分数/%
未淬硬		464	72.5	72.5
超局部淬硬		81	12.7	85.2
硬度不匀		50	7.8	93.0
大块软点		23	3.6	96.6
过热		14	2.2	98.8
其他	过烧	5	1.2	100
	脱碳	3		
合　　计		640	100	

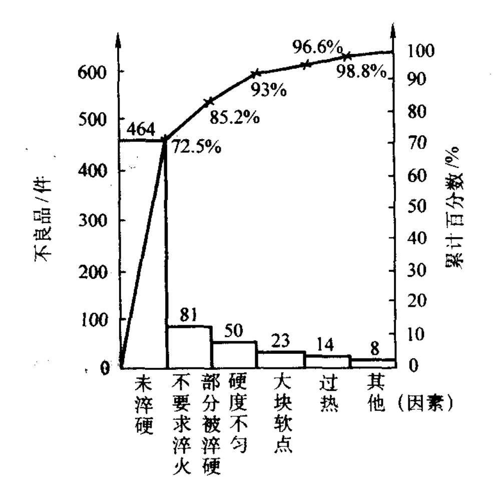


图 8.2-1　不良品排列图

(2) 控制图法

控制图能直接监视工艺过程中的质量状况，是判断和预报工艺过程中质量是否发生波动的常用方法。热处理生产中常用$\overline{X}$-R 控制图监视热处理质量的特性值，如表 8.2-17 为传动链轮淬火硬度统计表，计算出平均硬度（$\overline{X}$值）和硬度差（R 值），根据上下控制界限和中心线等数据，作出图 8.2-2 所示的$\overline{X}$-R 控制图。图中各点随机地分布在中心线两侧，表明工序处于受控状态，若点值跳出控制界限或出现排列缺陷，说明工艺过程出现异常，应检查原因，采取对策。

表 8.2-17　传动链轮淬火硬度统计表

××厂			淬火硬度调查记录表					工艺验证表 (1)		
热处理车间								82 年 5 月 18 日		
零件图号	LM224-160-2109			工序名称		加热淬火		量具	洛氏硬度计	
零件名称	传动链轮			使用设备		淬火升降台		测量人	×××	
工序要求	51±4HRC			操作人		×××		记录人	×××	
工艺规范	用乙炔氧焰双喷嘴推进加热，使工件单齿二侧面温度达到 840～880℃后，下水转动冷却									
时间	组号	测　量　值					总计 $\sum x_i$	平均 ($\overline{x}$)	极差 (R)	备　注
		x_1	x_2	x_3	x_4	x_5				
8: 00	1	49	48	53	50	48	248	49.5	5	
: 30	2	49	54	51	48	52	254	50.8	6	
9: 00	3	47	46	49	45	46	233	46.6	4	
30	4	52	52	50	53	50	257	51.4	3	

续表 8.2-17

××厂		淬火硬度调查记录表		工艺验证表（1）							
热处理车间				82 年 5 月 18 日							
零件图号	LM224-160-2109		工序名称		加热淬火			量具		洛氏硬度计	
零件名称	传动链轮		使用设备		淬火升降台			测量人		×××	
工序要求	51±4HRC		操作人		×××			记录人		×××	
工艺规范	用乙炔氧焰双喷嘴推进加热，使工件单齿二侧面温度达到 840~880℃后，下水转动冷却										
时间	组号	测量值					总计 $\sum x_i$	平均 $(\bar{x})$	极差 (R)	备注	
		x_1	x_2	x_3	x_4	x_5					
10：00	5	49	54	54	52	51	266	52.0	5		
30	6	52	55	53	54	54	268	53.6	3		
11：00	7	49	53	55	50	50	257	51.4	6		
30	8	51	50	50	53	51	255	51.0	3		
12：00	9	49	54	53	50	51	257	51.0	3		
30	10	47	48	49	45	48	237	47.4	4		
13：00	11	50	50	49	51	52	252	50.4	3		
30	12	52	49	48	49	46	244	48.8	6		
14：00	13	51	51	52	52	51	257	51.4	1		
30	14	54	57	54	55	55	275	55.0	3		
15：00	15	50	51	51	51	53	256	51.2	3		
30	16	52	46	52	50	52	252	50.4	6		
16：00	17	53	50	54	54	58	269	53.8	8		
30	18	49	50	54	52	52	254	50.8	3		
17：00	19	53	52	52	52	54	263	52.6	2		
30	20	45	50	55	55	56	261	52.2	11		
18：00	21	54	53	52	53	53	265	53.0	2		
30	22	50	50	49	53	52	254	50.8	4		
19：00	23	53	53	53	46	55	260	52.0	9		
30	24	57	54	55	54	55	275	55.0	3		
20：00	25	50	50	49	48	48	255	51.0	2		
$\bar{x}$控制图 $LCL=\bar{\bar{x}}-A_2\bar{R}=48.6$ $UCL=\bar{\bar{x}}+A_2\bar{R}=53.85$ $CL=\bar{\bar{x}}=51.2$		R控制图 $UCL=D_4\bar{R}=9.54$ $CL=\bar{R}=4.5$					计	1 280.6	113		
							$\bar{\bar{x}}=51.224$　$\bar{R}=4.52$				
							n 5	A_2 0.58	D_4 2.11		

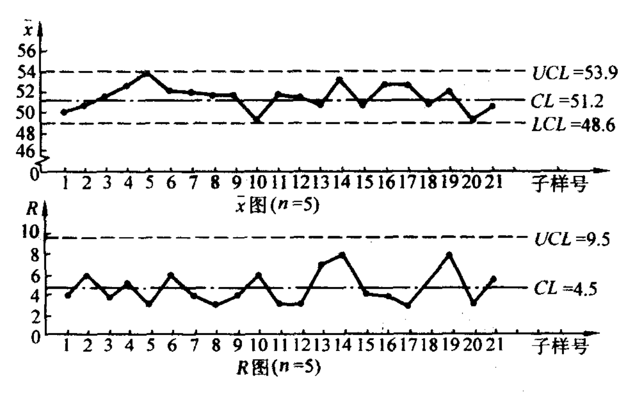


图 8.2-2　传动链轮淬火硬度$\bar{x}$-R控制图

(3) 因果分析图法

因果分析图法是系统分析产生的质量问题的根本原因的常用方法。从零件材料、热处理设备、操作人员、热处理工艺、工作周围环境中的其他条件因素这五个方面入手，画出如图 8.2-3 的鱼刺图（因果分析图），由大至小，分析相关因素，最终找出造成质量问题的影响因素，以便制定预防和改正措施。

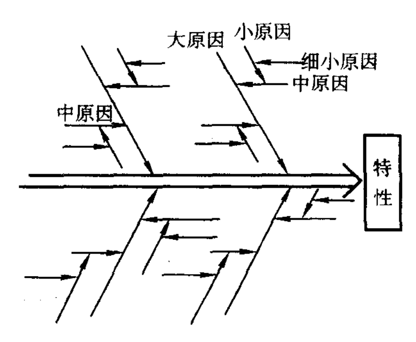


图 8.2-3　因果分析图的形式

编写：佟晓辉（北京机电研究所）

第3章　热处理件的宏观和微观组织检验

1　原材料缺陷的低倍检验

钢的低倍缺陷检验通常是用肉眼或低倍放大后观察判断的，因此也称做宏观检验。钢材在冶金厂出厂前都是经过检验合格才出厂的，但由于出厂检查常常是以抽样的方式进行，难免有一些带缺陷的钢材被送到使用厂。为了确保产品尤其是重要零件的质量和合理使用钢材，钢材进厂后或使用前应进行缺陷检查。低倍检验的内容一般包括疏松、缩孔、偏析、白点、夹杂、裂纹等。

1.1　常见的低倍缺陷特征

（1）疏松

疏松即钢的不致密性的表现，是钢中最常见的低倍缺陷，多出现于钢锭的上部。在化学成分上，疏松点的碳、硫、磷比基体偏高。碳含量越高的钢种，疏松越严重。根据疏松在横断面上的分布位置，疏松分为一般疏松和中心疏松。

1）一般疏松　表现在钢材的横向截面上组织不致密，腐蚀后整个横截面上呈分散的小孔隙和暗黑色小圆点。

2）中心疏松　表现在钢材横截面的轴心区域组织不致密，腐蚀后有聚集的小孔隙、凹陷的暗黑点和中心变黑现象。

（2）缩孔

在钢材横截面的轴心区域，浸蚀后显现出不规则的皱折缝隙或空洞，周围集聚严重的疏松、偏析及非金属夹杂物。由于热加工的影响，缩孔的位置常常造成偏心。在钢材的纵向截面上，缩孔表现为非结晶构造的条带和疏松，有时存在夹杂。正常情况下，钢锭在切除冒口时即可将缩孔切去，但若缩孔较深或产生二次缩孔，以及钢锭切头量过少使缩孔未能切净，钢中仍会存在部分缩孔，或因此而引起的二次裂纹，称为缩孔残余。

（3）偏析

钢中化学成分分布不均匀的现象称为偏析。在化学成分上，偏析带上的碳、硫、磷及其他杂质的含量较基体偏高，其中以碳的增高为最显著。经浸蚀以后可能见到的偏析主要有方框形偏析、中心偏析和点状偏析。

1）方框形偏析　在钢材的横截面上，腐蚀后显现出由密集的暗色小点组成的颜色较深的方框形，方框以内的组织较外部不致密。由于热加工变形的影响，方框有时变成不规则的“◇”形、“×”形乃至任意形状。

2）中心偏析　在钢材横截面的中心部位，腐蚀后显现出形状不规则的深暗色斑点。

3）点状偏析　在钢材的横截面上，腐蚀后显现出分散的、不同形状、不同大小、略有低陷的暗黑色斑点，在钢材的纵断面上呈暗色条带，严重时往往伴有气泡出现。

（4）夹杂

钢中的夹杂分为三类：金属夹杂、非金属夹杂和翻皮。

1）金属夹杂　在钢材的横截面上，浸蚀后显现出边界清晰、与基体金属颜色明显不同的异形金属块。

2）非金属夹杂　在钢材的横截面上，浸蚀后表现为有一定深度又不规则的小空洞，有时可见到白色或其他颜色的夹杂颗粒，分布无一定规律。

3）翻皮　在钢材的横截面上，浸蚀后可见到亮白色或暗色的、弯曲且不规则的细长带，缺陷内部及周围常常有非金属夹杂和气孔。在纵向截面上，显示为不同颜色的非结晶构造的条纹，严重时呈层状。

（5）白点

在钢材的横截面上，浸蚀后可见到直的、弯曲的或锯齿形的细长裂纹，位置多在1/3～1/2半径（或壁厚）处，也有的处于中心位置。白点的位置与钢材及锻件的冷却条件有关，冷却越快白点越接近表面，冷却缓慢则白点趋向中心。冷却快形成的白点数量多长度短，冷却慢形成的白点数量少长度较长。在纵向断口上，白点多显示为圆形或椭圆形的银白色斑点，直径从零点几毫米至十几毫米乃至几十毫米。

（6）裂纹

1）轴心晶间裂纹　轴心晶间裂纹是钢锭凝固结晶时产生的热裂纹，在热轧和锻压时未能焊合而遗留在成材中，在钢材横截面的中心区域，浸蚀后显示为蜘蛛网状裂纹。

2）发纹　发纹是钢中夹杂和气孔等缺陷在加工时延伸而形成的，它表现为铅钢材的加工方向的类似头发丝粗细的裂纹。

1.2　低倍检验的一般方法

钢的低倍缺陷检验一般采用酸浸腐蚀方法，包括冷浸蚀、热浸蚀和电解浸蚀。

1）冷浸蚀　冷浸蚀是用一定配比的酸液在室温下检验钢的缺陷，适用于不易切开的大型工件、耐腐蚀的高铬镍合金钢及不锈钢件等。按照表8.3-1配制腐蚀剂，用毛刷或棉花蘸酸液擦拭检验面，显示出缺陷后，用水将检验面上的酸液冲洗干净并吹干后即可进行检验。

表8.3-1　冷酸浸腐蚀液配比及应用范围

酸液配比	应用范围
5%～25%硝酸水溶液	碳钢，低、中合金结构钢
（10%硝酸、20%盐酸、10%硫酸）水溶液	高铬镍合金钢及不锈钢

2）热浸蚀　热浸蚀是将钢板切片或零件置于热酸中腐蚀之后再检验的。热浸蚀常用的腐蚀剂是50%盐酸水溶液。将酸液加热至70℃后，把样品放入酸液中并保温，待显示出缺陷后取出放入中和槽，然后再取出并用水将检验面上的酸液冲洗干净并吹干后进行检验。

3）电解腐蚀　电解腐蚀是以低电压大电流电解，代替加热浸蚀。电解液为15%～30%的盐酸水溶液，电流密度为1 A/cm^2。在室温腐蚀10～15 min即可。

4）检验面要求　检验面表面粗糙度R_a < 3.2 μm，无划痕。

5）缺陷评级标准　依照GB 1979—1980《结构钢低倍组织缺陷评级图》

1.3　硫、磷元素的偏析

正常情况下，钢中都含有微量的硫和磷，其分布也是不均匀的。但若硫化物和磷化物偏析严重，会引起钢的热脆性和冷脆性。在宏观尺度的大面积检验硫化物和磷化物分布状况，最方便的方法是印痕法（硫印法和磷印法等）。

（1）硫印法

硫印法是利用硫酸与钢中的硫化物发生作用放出的硫化氢气体，使其与印相纸上的银盐反应生成棕色的硫化银沉淀

物。硫印实验一般用于检查碳钢和低、中合金钢中硫的偏析情况。

1）试剂制备 根据钢种不同，配制浓度 5%～10% 的 H_2SO_4 水溶液，对硫含量高的钢可配制浓度低些，对硫含量低的钢可配制浓度高些。

2）操作方法 将印相纸在酸液中浸泡 3～5 min（浸透酸），取出后垂直流去多余的酸液，把药面对准试样的检验面覆盖好（试样的检验面向上放置），用手或胶辊在印相纸上不停碾压，赶出由化学反应产生的气泡，保证印相纸与检验面接触良好，但应注意印相纸不可移动，以免印痕模糊不清。根据钢种不同，保持 3～15 min，其间可掀起印相纸一角查看（注意不要滑动）是否见到棕褐色。将印相纸取下，冲水、定影、漂洗、上光后即得硫印图片。

3）硫印图片 在印相纸上有棕褐色斑点的地方，即是钢中硫化物存在的地方，斑点越大、色泽越深，表示硫化物颗粒越大，硫含量也越高。

（2）磷印法

磷印可利用硫代硫酸钠法来显示，原理与硫印法相似。

1）试剂制备 ①含有 1 g 偏重亚硫酸钾的 50 mL 硫代硫酸钠饱和溶液；②3% 盐酸溶液。

2）操作方法 将试样在硫代硫酸钠饱和溶液中浸蚀 8～10 min 后用水冲洗并吹干，再用经 3% 盐酸溶液浸透的相纸药面对准试样的检验面覆盖好（试样的检验面向上放置）其他操作与硫印法相同。

3）磷印图片 在印相纸上白色或颜色较浅的地方，即是钢中磷化物存在的地方，斑点越大、表示磷化物颗粒越大，颜色越浅则磷含量也越高。

（3）试样制备

检验面需细磨至粗糙度 $R_a<0.8\ \mu m$，不许有划痕、油污、锈蚀或脏物。

（4）相纸选择

选用反差较大的溴化银光面印相纸（走露光的印相纸亦可使用）。

（5）印痕评级

参照 GB 1979—1980《结构钢低倍组织缺陷评级图》中一般疏松级别图评定。

2 断口分析

2.1 断口分析的用途

1）失效分析 失效分析是断口分析的最重要的应用。如发现裂纹源和裂纹扩展方向，分析是否有机械损伤、是否有腐蚀损伤、是否有不合理的设计尖角等，从而找出原材料、制造过程、热处理、使用条件等诸多环节中可能存在的问题。

2）原材料缺陷分析 通过断口分析可以发现零件材料本身的缺陷，如夹杂、偏析、缩孔和疏松等。

3）零件加工缺陷分析 利用断口可分析零件制造过程中所造成的质量缺陷，如铸造裂纹、焊接裂纹、锻压裂纹和折叠、过深的加工刀痕等。

4）热处理质量分析 利用断口分析热处理工序所产生的问题十分重要，典型应用如过烧断口、过热断口、回火脆性断口以及利用断口估测渗碳层深等。

5）使用环境分析 从断口可分析出开裂零件是否受到腐蚀、应力腐蚀、以及环境温度过低而产生冷脆等问题。

2.2 断口样品的切取和制备

（1）取样

1）质量检验样品 作为质量检验样品的断口，通常将经淬火低温回火后的钢棒用锤击法一次打断，随后做断口的低倍检查。为了便于将试棒一次折断，可在试棒上开有“V”形凹槽。检验偏析和非金属夹杂的样品，要求 ≤40 mm 的钢材作横向断口，>40 mm 的钢材作纵向断口。对于检验白点的断口，可预先将试棒在空气中低温加热发兰处理，使断口上的白点与基体金属色泽对比更强烈。在热处理炉前，还可利用打断试棒观察断口的方法来判断高速钢等材料的过烧和过热。

2）失效分析断口 失效分析断口应从开裂零件中切取样品，取样时不要损伤断口表面，保持断口干燥，防止污染。

（2）断口保护

1）防止机械损伤 可用布带或棉花保护断口，避免用手指触摸断口或擦拭断口，禁止将两个断口互相对接。

2）防止化学腐蚀 最好将断口吹干后放置在干燥器中，或连同干燥剂一同包好。

3）断口涂层 如果不要分析断口上的外来物，保护断口的较好方法是涂层。断口涂层应注意两点：①对断口不产生化学腐蚀；②很容易完全清除。现在常用的涂层有丙烯漆和透明塑料，丙烯漆很容易用酮类完全溶掉，透明塑料可以用三氯乙烯溶剂溶掉。

（3）断口的清理

断口在显微观察分析之前必须进行清理，以去除表面腐蚀产物、灰尘之类的松散沉积物以及保护涂层等。但要注意，断口上的沉积物是否能够提示有关断裂原因或断裂过程的线索。常用的清理断口方法有：吹干燥空气、软毛刷刷洗、用无机溶剂喷射（浸泡）、超声清洗、塑料复型粘贴与剥离、电解清洗等。其中超声清洗法效率较高，用超声波清洗机在丙酮或无水乙醇中清洗断口试样，可去除较牢固的污垢、沉积物和涂层。如使用碳酸钠溶液或氢氧化钠溶液，可以有效地去除钢断口上的氧化和腐蚀产物。对于较厚的铁锈和氧化皮，可用柠檬酸氨和草酸氨溶液清除。

（4）新鲜断口的制备

如果原始断口损伤较重或被腐蚀到不能作详细分析时，可以打开二次裂纹，使新鲜断口暴露出来以共检查和研究。

2.3 常用的断口分析方法

（1）低倍观察分析

断口的低倍观察分析是从肉眼检查开始，以及使用工具显微镜和较低放大倍数（<200 倍）的立体显微镜来完成的，通常也称为宏观分析，它包括对失效零件的测量和拍照、断口全貌的观测记录和拍照等。利用这些低倍观察分析可以检查零件的机械损伤和严重腐蚀情况，判别断裂的性质，也能够辨别晶间性质和穿晶性质的断裂。

（2）光学显微镜分析

随着扫描电镜的应用，目前已很少利用光学显微镜观察断口形貌，但利用光学显微镜观察断口侧面的显微组织和裂纹走向仍具有重要的意义，它可以提供有关夹杂物影响、微观缺陷、应力状态、开裂源以及裂纹是怎样扩展到最终断裂的一些情况。

（3）电子显微镜分析

1）透射电子显微镜 透射电镜可以把断口形貌放大几千倍乃至上万倍来分析其微观细节，透射电镜的特点是需要制备复型（包括一级塑料复型和二级碳复型），复型能够高度逼真地复制实际断口的形貌细节，如果断口是在难以切取的大构件、大容器或机器上，制备复型更具有其独到的优越性，利用萃取复型还可以把断口上的夹杂物和偏析相质点萃取下来进行电子衍射分析。

2）扫描电子显微镜 扫描电镜和透射电镜一样可以把断口形貌放大几千倍乃至上万倍来分析其微观细节，与透射

电镜不同的是扫描电镜不必制备复型，只需将试样切割成样品室可容纳的尺寸（一般约 25 mm × 25 mm × 25 mm），即可对断口直接观察，使断口逼真地再现。最低放大倍数可降至5倍，对于寻找断口上的特定点非常方便。扫描电镜照片的反差大，立体感强。扫描电镜上一般可配备电子探针，进行波谱和能谱分析。对于分析断口表面质点的化学成分非常方便。

2.4 典型断口形貌特征

（1）韧性断口

韧性断口在低倍下观察显示为暗灰色纤维状断口，在高倍率下的显微形貌为韧窝和撕裂岭组成，如图 8.3-1 所示。韧性断口是由于显微空穴或微孔的萌生及聚集而形成的，显示出材料具有较高的宏观或微观塑性。夹杂物或第二相质点常常是显微空穴的生成位置，即断口中的韧窝，而撕裂岭是由于材料塑料滑移而形成。

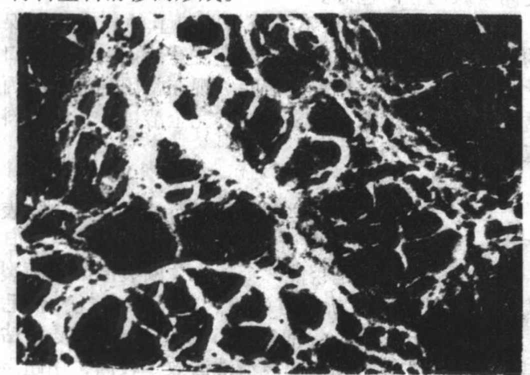


图 8.3-1　淬火回火钢的韧性断口

（2）解理型和准解理型脆性断口

解理断口上，断裂途径顺着一个穿晶平面，相关的晶面称为解理面。解理断裂通常产生于低温和高的三向应力条件下，断裂过程中几乎不发生任何塑性变形，裂纹扩展速度极快，往往可达声速的数量级。对于热处理后的钢铁零件，由于第二相析出、孪晶、位错以及化学元素的微观起伏等因素，很少见到解理断裂，多数脆性断口显示为准解理断裂。准解理断口的形式很多，常见的有舌状花样、河流花样、扇形花样、羽毛花样、青鱼骨花样等，图 8.3-2 是典型的淬火钢准解理断口。

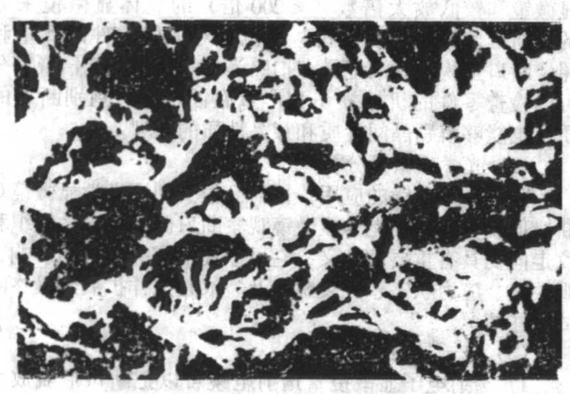


图 8.3-2　淬火回火钢的准解理断口

（3）沿晶开裂的脆性断口

含铬、镍、锰、硅的合金钢高温回火不当，引起锑、磷、锡、砷等杂质元素在原奥氏体晶界偏聚，出现第二类回火脆，材料的脆性转变温度升高，当在低于脆性转变温度折断时沿着原奥氏体晶界开裂，形成如图 8.3-3 所示的晶粒状脆性断口。

（4）疲劳断口

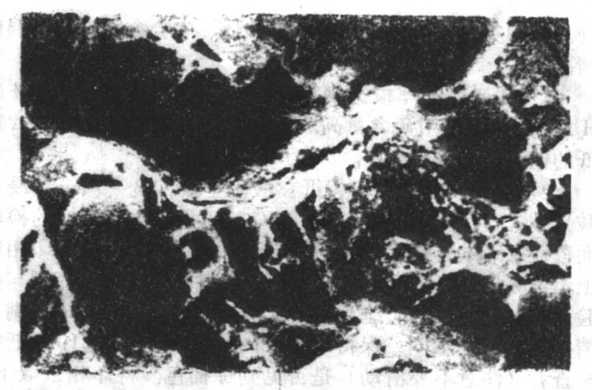


图 8.3-3　由回火脆引起的 30CrMnSi 钢晶粒状断口

疲劳断口的典型特征是疲劳条纹和疲劳台阶。分析疲劳断口的重要内容是找出疲劳源和测量疲劳条纹的宽度，分析疲劳源的性质和疲劳裂纹的扩展速率。当承受的应力超过材料的疲劳极限不多时，疲劳裂纹的扩展较慢，疲劳条纹较窄，而且断口两表面互相接触的次数多，断口表面显得光滑；如果应力超过材料疲劳极限很多，疲劳裂纹扩展速率较高，疲劳条纹变宽且清晰。图 8.3-4 是典型的疲劳断口照片。

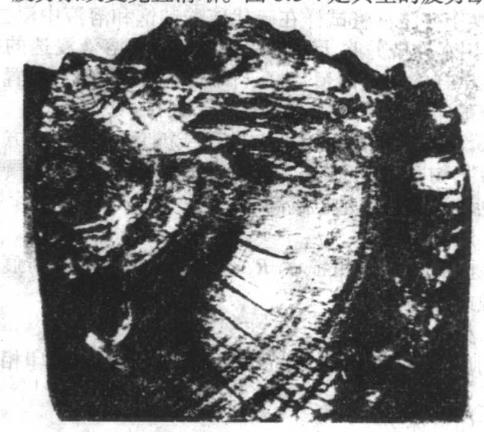


图 8.3-4　疲劳开裂断口

（5）氢脆断口

氢脆断口常常与钢中的白点相关，一般不起源于工件的表面，而是在距表面一定距离处。氢脆断口上发纹较多，有时见到准解理形貌。图 8.3-5 是 1075 钢钢轨由于白点（氢脆）引发的疲劳开裂断口。

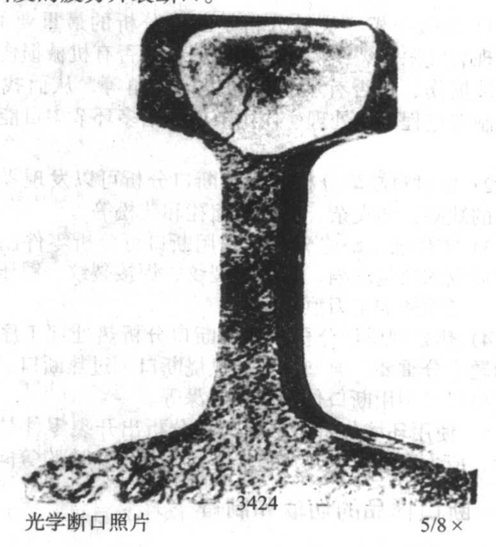


图 8.3-5　氢脆引发的钢轨疲劳开裂断口

(6) 应力腐蚀断口

应力腐蚀开裂可能是沿晶开裂，也可能是穿晶准解理型断口。当扩展中的裂纹尖端应力强度较低时，常常是沿原奥氏体晶界开裂，可见到典型的晶粒状断口如图 8.3-6。应力腐蚀断口还具有腐蚀坑、泥状花样、块状花样等腐蚀痕迹和二次裂纹。

图 8.3-6　应力腐蚀产生的沿晶开裂断口

3　显微组织检验

显微组织检验的主要内容是利用光学显微镜或电子显微镜观察分析零件和材料的晶体学特征、第二相形态及分布、表面渗入元素的扩散层、晶粒尺寸及变形情况等，根据观察到的显微组织判断热处理后的零件或材料是否满足使用或后继加工的要求。

3.1　光学显微镜分析方法

光学显微镜一般用于放大 1 000 倍以下的显微组织观察，放大倍数决定于目镜和物镜的乘积，其分辨率决定于物镜，一般为 0.2～0.4 μm，在暗场或偏光的最佳使用条件下，可在光学显微镜下观察到 0.006 μm 的小颗粒。通常在 10 倍的目镜中装有一个带微细刻度的玻璃薄片，可用于测量晶粒大小和渗层厚度等。

(1) 金相试样的制备

1) 取样　在多数情况下，金相试样的观察表面应垂直于零件的外表面，主要用于观察和测量表面淬火硬化层、化学热处理渗层、镀层、晶粒度以及脱碳、氧化等情况；若要分析原材料的缺陷如非金属夹杂、带状组织、晶粒织构等，应注意使观察表面平行于材料变形方向（流线方向）；如果仅仅观测零件的显微组织，则切取方向不重要。切取试样可使用锯片，也可用薄片砂轮，但要非常注意采取冷却措施，防止温度升高而引起材料显微组织的变化。

2) 试样的镶嵌　制备观测表面渗（镀）层的试样时，应将试样镶嵌起来，防止渗（镀）层在制样过程中剥落。形状复杂以及尺寸太小的样品，为了便于研磨和抛光，通常也采用镶嵌的办法。常用的镶嵌方法有夹持法、热压法和冷镶嵌法。对于平直的表面，可采用最方便的夹持法，即用两小块低碳钢板将试样紧紧夹起来，若在试样和钢板之间垫 1～2 片箔片，则效果更佳。热压法常用酚醛塑料（电木粉）作为镶嵌材料，在镶嵌机上通过加温（110～140℃）、加压（≈20 MPa）把试样镶嵌在中间。图 8.3-7 是常用的金相试样镶嵌机，镶嵌时可用手动压制，镶嵌试样直径可达 30 mm。对于担心升温会引起组织变化的试样，可采用冷镶嵌法，用环氧树脂或牙托粉在自制的模中将试样浇固起来，于室温或烘箱内固化即可。

3) 研磨与抛光　将镶嵌好的试样在砂轮上磨平（注意用水冷却）后，在一系列由粗到细的砂纸上逐次研磨，最好用水砂纸，即可防止研磨表面升温，又可及时冲去磨屑。每一道砂纸研磨，应使试样的研磨方向垂直于上一道砂纸的磨痕，并在磨尽上一道砂纸的磨痕后，再换下一道砂纸研磨。现在已有专用的金相试样研磨机，如图 8.3-8 所示的金相试样研磨机，磨盘直径 200 mm，磨盘转速 10～500 r/min，操作压力 1～60 N，可用应变计控制试验压力，通过程序控制时间、压力和磨盘转速，在试验量较大时，可减轻试验人员的劳动强度。金相试样最终用 1 000 号水砂纸研磨后，在抛光机上利用金刚石研磨膏抛光。在每一道砂纸研磨之间及抛光之前，应尽量缩短停留时间，避免试样表面氧化腐蚀。

图 8.3-7　金相试样镶嵌机

图 8.3-8　金相试样研磨机

(2) 显微组织的显示

1) 化学腐蚀法　显示显微组织最常用的是化学腐蚀法。腐蚀前试样表面应清洁、无水迹或油污。腐蚀试样时可将试样表面浸入腐蚀剂中，亦可用脱脂棉花蘸上腐蚀剂揩擦试样表面。用浸蚀法时应将试样在浸蚀剂中轻微移动，以去除气泡防止浸蚀不均。浸蚀时间的长短，依钢的组织状态和观察倍数决定，组织越弥散越易受腐蚀，单相合金和淬火组织较难腐蚀。观察倍数越高，腐蚀应浅些。一般腐蚀至试样表面失去镜面光泽即可。试样腐蚀好后，应立即用清水冲洗并用酒精、丙酮等冲洗后吹干，如要长期保存，应放入干燥器皿中。表 8.3-2 列出了部分常用的腐蚀剂配比及用途。

表 8.3-2　部分常用的腐蚀剂配比及用途

腐蚀剂配比	主要适用范围
2%～3%硝酸-酒精溶液	显示碳钢及低合金钢的显微组织
4%～10%硝酸-酒精溶液	显示淬火钢及高合金钢的显微组织
苦味酸饱和水溶液，加入约 2% 烷基磺酸钠（或洗涤剂）	显示淬火钢或淬火-回火钢的原奥氏体晶粒

续表 8.3-2

腐蚀剂配比	主要适用范围
2%苦味酸、25%氢氧化钠-水溶液	显示渗碳晶粒度：煮沸 10～20 min，渗碳体呈棕色 显示渗硼层组织：煮沸 5～10 min，FeB 呈浅蓝色，Fe_2B 呈黄色
5%～20%三氯化铁、20%～30%盐酸-水溶液	显示奥氏体不锈钢显微组织与晶界
2%焦亚硫酸钾、饱和硫代硫酸钠水溶液	显示双相钢显微组织：铁素体呈浅蓝或深蓝色，马氏体呈褐色或黑色，残留奥氏体呈白色 显示由于硫偏析引起的过热或过烧钢的晶界：过热-白色晶界网络，过烧-黑色晶界网络
2.5%硝酸、1.5%盐酸、1%氢氟酸-水溶液	显示铝合金的显微组织与晶界
2%氢氧化钠、4%碳酸钠-水溶液	显示纯铝的晶界
3%～5%三氯化铁、20%～30%盐酸-水溶液	显示铜及铜合金的显微组织与晶界

2）恒电位腐蚀法　恒电位腐蚀法是由电解腐蚀法发展而来的，一般电解腐蚀时，阳极（试样）的电位是发生变化的，而恒电位腐蚀是保持阳极（试样）电位恒定的电化学腐蚀，可对试样显微组织中的特定相进行选择腐蚀，从而对不同的相加以显示和区分，同时还可以在恒电位下进行电解沉积，在试样表面形成光干涉薄膜，使不同的相显示出不同的颜色。

恒电位腐蚀装置如图 8.3-9 所示。与一般电解设备不同的是要有恒电位仪和饱和甘汞电极作参比电极，为了使饱和氯化钾溶液不被污染，采用两个盐桥。进行腐蚀时试样表面向下。

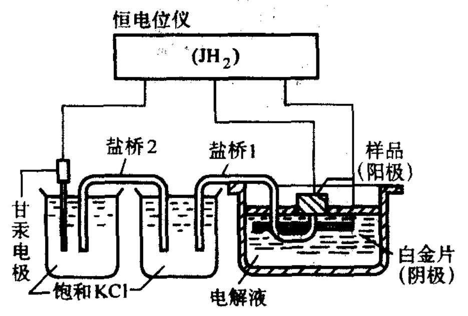


图 8.3-9　恒电位腐蚀装置

目前恒电位腐蚀常用的电解液有 $MnSO_4$、$ZnSO_4$、$Pb(CH_3COO)_2$、NaOH 等水溶液。

3）热染法　热染法是将试样在空气中加热到一定温度，在表面生成一层氧化膜。由于不同相表面生成的氧化膜厚度不同，在显微镜下呈现出不同的颜色，从而区分显微组织中的各相。热染法在高温合金的金相检验中应用较多。

显示金属的显微组织除以上方法外，还有电解腐蚀法、阴极真空侵蚀法、阳极氧化法、热蚀法、真空镀膜法以及磁蚀法等。

(3) 彩色金相显示方法

传统的光学金相方法是用化学试剂腐蚀金属形成凸凹不平的表面，利用反光能力差别造成的黑白衬度来显示显微组织的形貌特征。彩色金相不需要对金属表面进行激烈的侵蚀，它是采用物理或化学的方法在试样表面产生一层厚约 0.1 μm 的有特殊性质的薄膜，利用光的薄膜干涉效应，使金属的各种显微组织呈现出不同的颜色，而通过彩色衬度来识别不同的显微组织。彩色金相不仅能把各种显微组织的形貌特征非常形象地描绘出来，并能通过颜色衬度把不同的相鲜明地衬托出来，为复杂相的鉴别和精确的定量分析提供更加方便的条件。

1）形膜方法及条件　彩色金相的形膜方法分为物理形膜方法和化学形膜方法两种。物理形膜法包括真空镀膜法和溅射形膜法，是把选定的物质蒸镀或溅射到金相试样表面，在试样表面形成一层均匀厚度的薄膜，试样材料显微组织中的不同相产生的干涉色完全由各相本身的光学性质所决定。化学形膜方法包括化学腐蚀沉积法、恒电位腐蚀沉积法及热氧化染色法等，薄膜的形成依赖于金属表面与化学试剂之间的化学或电化学反应，在不同相的表面形成不同性质和不同厚度的薄膜。化学腐蚀沉积法所用设备简单，颜色衬度好，应用较广泛。恒电位腐蚀沉积法的重复性较好，能精确控制，相的区分比较可靠。热氧化染色法可对试样表面不产生任何损坏，更加简便易行，但温度不易准确掌握。

不同的形膜方法各有特色，在选用上并无任何限制，而且彩色金相获得的颜色并不是固定不变的，不同的工艺条件、不同的膜厚、不同的操作方法等，均会使相同相产生不同的颜色，这种现象被称为彩色金相颜色的不惟一性。但对一般的金相试样，均应选用具有尽可能高的折射率的薄膜材料（物理形膜法）或在其表面制出具有较高折射率的薄膜（化学形膜法）。

2）彩色金相的典型应用　彩色金相目前已用于许多金属材料显微组织的鉴别、热处理渗层和镀层检验、材料中夹杂和成分偏析的检验、焊缝区及烧蚀层显微组织检验、以及作为较复杂显微组织的定量金相分析手段等。表 8.3-3 列出了部分彩色金相的应用实例。

表 8.3-3　彩色金相的应用实例

应用领域	材料及处理状态	显示方法	显微组织特征
钢铁材料显微组织的鉴别	1）T8 钢，等温淬火	化染 试剂：氟化氰氨 5 g、蒸馏水 100 mL；25℃，60 s	下贝氏体（黄绿色） 马氏体（红褐色） 残留奥氏体（浅棕色）
	2）30CrMnSi 钢，等温淬火	化染 试剂：100 mL（盐酸［35%］＋蒸馏水［1:0.5～2］）加焦亚硫酸钾 0.6～1 g，加氯化铁 1～3 g，或氯化铜 1 g 或氟化氢氨 2～10 g；28℃，50 s	下贝氏体（青绿色） 马氏体（棕红色黄色） 残留奥氏体（白色）
	3）35CrNi3Mo 钢，等温淬火		下贝氏体（蓝绿色） 马氏体（红色） 残留奥氏体（黄色）
	4）00Cr17Ni4Mo 钢，退火	恒电位腐蚀，10%铁氰化钾＋10% KOH＋水，4 V，20～40 s	奥氏体（因位向不同，各个晶粒呈现不同颜色）

续表 8.3-3

应用领域	材料及处理状态	显示方法	显微组织特征
钢铁材料显微组织的鉴别	5）球墨铸铁	化染 试剂：硫代硫酸钠 240 g、氯化镉、20～50 g、柠檬酸 30 g、蒸馏水 1 000 mL；目测蓝紫色	石墨（黑色球） 铁素体（桔黄色） 珠光体（蓝紫色、黄绿色）
	6）Cr12MoV 钢，淬火，200℃回火	化染 试剂：硫代硫酸钠 240 g、氯化镉 20～50 g、柠檬酸 30 g、蒸馏水 1 000 mL；20℃，1.5 min（4%硝酸酒精预蚀）	碳化物（黄色、淡青色、棕色） 回火马氏体与残留奥氏体（蓝、绿色基体）
	7）Mn13 钢，铸态		奥氏体（粉色、青色、淡黄色） 碳化物（白色）
	8）Mn13 钢，淬火		奥氏体（红色） 碳化物（黄绿色）
	9）Cr17Mn13Mo2N 钢，固溶化，水冷		奥氏体（黄绿色、蓝色） δ 铁素体（粉红色）
	10）Cr17Ni2 钢，淬火，650～680℃回火	化染， 试剂：盐酸（35%）5～10 mL、硒酸 1～3 mL、酒精（95%）100 mL；25℃，30 s	铁素体（浅褐色） 回火索氏体（蓝绿色）
	11）28Cr2MoVA 钢，等温淬火	化染 试剂：硫代硫酸钠 240 g、氯化镉 20～50 g、柠檬酸 30 g、蒸馏水 1 000 mL；目测蓝紫色，（4%硝酸酒精预蚀）	上贝氏体（深棕色） 板条马氏体（黄绿色） 残留奥氏体（粉色）
	12）W18Cr4V 钢，淬火，560℃回火		碳化物（黄色、淡红色） 回火马氏体（青绿色） 残留奥氏体（黄色）
	13）W6Mo5Cr4V2 钢，淬火，560℃回火		碳化物（黄绿色、青绿色） 回火马氏体与残留奥氏体（棕色基体）
	14）亚共晶白口铸铁		珠光体（深绿色） 莱氏体（浅粉色渗碳体基体上分布绿色珠光体）
	15）共晶白口铸铁		珠光体（绿色） 渗碳体（黄色）
	16）过共晶白口铸铁		渗碳体（黄色） 莱氏体（浅粉色基体上分布绿色珠光体）
	17）高铬铸铁（20% Cr，2.8%～2.9% C）		Cr_7C_3 相（淡蓝色） 共析体（Cr_7C_3 附近贫铬区形成的紫色与黄色相间的共析组织）莱氏体（绿色、黄色、紫红色三种相组成）
	18）奥氏体-贝氏体球墨铸铁，等温处理	化染 试剂：焦亚硫酸钾 0.5 g、氟化氢氨 20 g、蒸馏水 100 mL；目测蓝紫色	游离渗碳体（白色） 马氏体（棕色） 贝氏体（蓝绿色） 奥氏体（基体）
热处理渗层显示	19）20Cr2Ni4 钢，渗碳淬火	化染 试剂：硫代硫酸钠 240 g、氯化镉 20～50 g、柠檬酸 30 g、蒸馏水 1 000 mL；目测蓝紫色	针状马氏体（蓝色） 残留奥氏体（深棕色）
	20）18CrNi4WA 钢，渗碳淬火	化染 试剂：硫代硫酸钠 240 g、氯化镉 20～50 g、柠檬酸 30 g、蒸馏水 1 000 mL；目测蓝紫色，（4%硝酸酒精预蚀）	针状马氏体（蓝黑色） 残留奥氏体（淡紫色、黄色、蓝色）
	21）38CrMoAl 钢，气体渗氮		ε 相（黄色） ε + γ′（绿色） 扩散层（黄变青紫色） 低氮合金铁素体（红色）
	22）30CrMnSi 钢，1 000℃固体渗铬，淬火		Cr_2（NC）（黄色） $(FeCr)_{23}C_6$（白色） $(FeCr)_7C_3$（红色）
	23）20CrNi4A 钢，850℃氮碳共渗，淬火		碳氮化合物（白色） 马氏体（绿色、红色） 残留奥氏体（棕→蓝→黄）
	24）45 钢，氮碳共渗	化染 试剂：盐酸（35%）2 mL、硒酸 0.5 mL、酒精（95%）300 mL；30℃，1 min	ε 相（淡粉色） γ′（紫色） 铁素体（因位向不同呈不同颜色） 珠光体（黄绿色）
	25）20 钢或 45 钢 900℃固体渗硼	化染， 试剂：黄血盐 1 g、赤血盐 10 g 氢氧化钾 30 g、蒸馏水 100 mL；45℃，1 min	FeB（黄棕色） Fe_2B（黄色） Fe_3（C，B）（棕蓝色）

续表 8.3-3

应用领域	材料及处理状态	显示方法	显微组织特征
非铁合金中相的鉴别	26）ZL102 合金，铸造	化染 试剂：钼酸铵 5 g、硫代硫酸钠 10 g、氢氧化铵 20 mL、蒸馏水 100 mL	α固溶体（青色） (α+Si）共晶（棕色、蓝色）
	27）ZL109 合金，铸造	化染 试剂：钼酸铵 5 g、硫代硫酸钠 10 g、氢氧化铵 20 mL、蒸馏水 100 mL；目测棕红色	Mg_2Si（黑色） Al-Si-Mg-Fe-Ni（蓝绿色） Al_3Ni（橘红色、黄色） 共晶硅（深蓝色）
	28）铝钛合金（Al-3Ti），铸造		Al_3Ti（蓝紫色） α固溶体（基体）
	29）过共晶硅活塞合金（25% Si，1.2% Cu，1.3Ni，1.1%Mg，0.6%Cr），铸造		Si-Cr-Al-Fe 相（蓝紫色） Al-Si-Mg-Fe-Ni 相（棕黄色） Al-Ni-Si-Mg 相（紫红色） 初晶硅（棕蓝色）
	30）材料同上，铸造后，510℃ 固溶淬火，210℃时效		Si-Cr-Al-Fe 相（淡黄色） 初晶硅（棕蓝色）
	31）ZHSi65-1.5-3，铸造	化染 试剂：盐酸（35%）2 mL、硒酸 0.5 mL、酒精（95%）300 mL；20℃，5 s	α相（青色） β相（淡黄色）
	32）TC10 合金（Ti-6Al-6V-2Sn-0.5Cu-0.5Fe）1 050℃加热空气冷却	热染（管式炉加热），480～500℃，目测蓝紫色	α相（黄褐色） β相（青色）
	33）硬质合金（YT14），粉末冶金	热染（铅浴加热），400～500℃，目测红色	WC（天蓝色） Co（淡红色） TiC（黄色）

(4) 大型零件金相分析

对于体积较大、较重的大型不可破坏设备、零件以及焊接部位的金相检验，可使用现场金相检查仪或袖珍式金相显微镜。这些设备可直接在被检测的零件上抛光、显微观察和金相拍照，如 XJB-200 型和 XJB-300 型（见图 8.3-10）便携式现场金相检查仪，配备有便携式抛光机、便携式电解抛光仪、便携式金相显微镜及高像素数码相机显微摄影装置以及图像分析软件。XJX-100 型袖珍式金相显微镜质量仅0.75 kg，自带 6 V 电源，底座配有可通断磁的高磁性二线型底角，能稳固吸附在零件上，既可正置使用亦可倒置使用，利用配置的 135 相机也可直接使用普通胶卷拍摄显微组织。

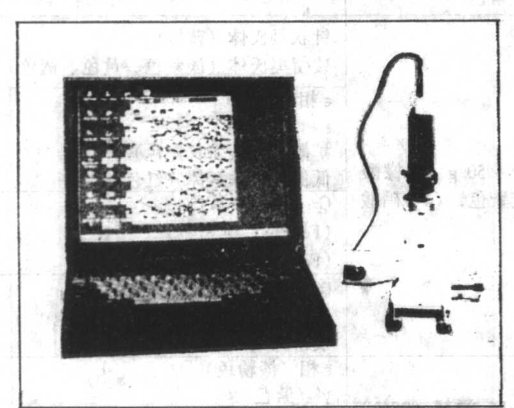


图 8.3-10 XJB-300 型便携式现场金相图像分析仪

3.2 定量金相分析方法

定量金相的基础是体视学，它是将在显微镜下观察到的二维金相图像外推到三维空间，把试样平面上的显微组织图像进行三维解释，如在平面金相上观察到的由曲线封闭起来的面积就是晶粒或者颗粒，观察到的线即是界面或颗粒表面，以及观察到的点即为贯穿线等等。定量金相常用来测定第二相的相对含量、颗粒大小、质点间的距离、晶粒尺寸、晶界或两相界面的数量以及显微孔隙的长度等。

(1) 定量金相符号及关系式

表 8.3-4 中列出了定量金相中使用的基本符号及其定义和关系式。这些符号参照了国际体视学会的规定，在一些国家中是通用的。表 8.3-5 列出了定量金相参量的基本应用公式。

表 8.3-4 定量金相的基本符号和定义

符号	量纲	相关公式	定义
P_P	—	$P_P = P/P_T$	被侧物落在测试点上的点分数
P_L	1/mm	$P_L = P/L_T$	单位长度测试线上特征点的数目
P_A	1/mm²	$P_A = P/A_T$	单位测试面积中特征点的数目
P_V	1/mm³	$P_V = P/V_T$	单位测试体积中特征点的数目
L_L	mm/mm	$L_L = L/L_T$	单位长度测试线中处于被测物内的线段长度
L_A	mm/mm²	$L_A = L/A_T$	单位测试面积中被测物的线段长度
L_V	mm/mm³	$L_V = L/V_T$	单位测试体积中被测物的线段长度
A_A	mm²/mm²	$A_A = A/A_T$	单位测试面积中被测物所占的面积
S_V	mm²/mm³	$S_V = S/V_T$	单位测试体积中被测物所占的面积
V_V	mm³/mm³	$V_V = V/V_T$	单位测试体积中被测物所占的体积
N_L	1/mm	$N_L = N/L_T$	单位长度测试线所交被测物的数量
N_A	1/mm²	$N_A = N/A_T$	单位测试面积中被测物的数量
N_V	1/mm³	$N_V = N/V_T$	单位测试体积中被测物的数量

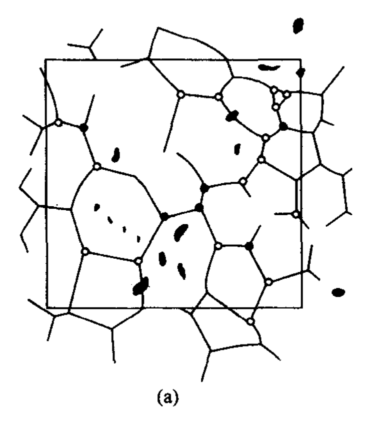
表 8.3-5 定量金相参量的基本公式及应用

基本公式	应用
$V_V = A_A = L_L = P_P$	求体积百分数
$S_V = (4/\pi)\ L_A = 2P_L$	求单位体积内被测物的界面积
$L_V = 2P_A$	求单位体积内被测物的长度
$P_V = 1/2\ (L_V S_V)\ = 2P_A P_L$	求单位体积内被测物的数目

（2）基本测量方法

1）计点法　计点法是直接数出在单位面积上特征点或被测物的数量，如图 8.3-11a 中所示，可直接数出单位面积内第二相质点的数量 N_A，如图 8.3-11b 中，可测出单位面积内晶界相交的特征点 P_A，进而计算出单位体积中的晶粒数量 N_V。

2）点分数法　点分数法首先要在目镜内装入一个有规则间距的标准试验网格，也可以在投影屏幕上或金相照片上叠加一个透明的塑料薄膜网格（如图 8.3-12 所示），然后数出被测相所占据的网格交点数 P，再除以测量用网格的总点数 P_T，得到点分数 P_P。在测量时，将完全落在被测物内的交点计作 1，将落在被测物边界上的交点计作 1/2。此方法所得结果可作为被测相的体积百分数 V_V。



(a)　　(b)

图 8.3-11　计点测量法

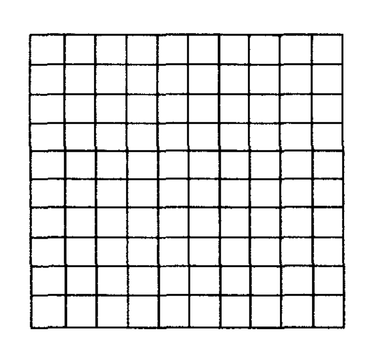


图 8.3-12　试验网格

3）截线法　截线法有三种方式：利用目镜中的某一定点，通过移动载物台，从刻度上读出与测试线相截的第二相长度 L；用有标度的直线测量在测试线上的被测对象所占的截线长度 L，进而计算出 L_L；用已知长度的直线或圆周线，测量单位测量线上相交的被测对象的数目 N_L 和单位测量线上相交的被测对象界面的交点数 P_L。截线法常用来测量第二相颗粒的平均自由程 λ、平均间距 σ 及平均截距 L_3 等，如图 8.3-13 所示。

$$\lambda = (1 - V_V)/N_L \tag{8.3-1}$$

$$\sigma = 1/N_L \tag{8.3-2}$$

$$L_3 = \sigma - \lambda \quad 或\ L_3 = L_L/N_L \tag{8.3-3}$$

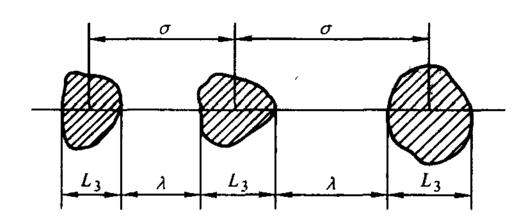


图 8.3-13　与第二相颗粒相关的几何参数

4）面积测量法和重量测量法　在测量第二相的相对含量时，可用求积仪在金相图片上测出第二相的面积和，除以测试的金相照片的总面积后即可得 A_A，此即所说的面积测量法。重量法是从金相照片上剪下被测的第二相，用天平称出其重量，除以照片总重便得到 A_A。这两种方法的结果可看做第二相的体积百分数 V_V。

5）对比法　将测量对象与标准图片进行比较，用以定出晶粒度级别、夹杂物级别等参数。具体的比较方法可参阅有关的国家标准或部颁标准。

（3）定量金相中的统计方法

在定量金相的测量中，由于显微组织的不均匀和测量视场的随机性，每两次测量结果之间的离散度很大，经验表明，每一个试验结果的获得大约要做 25～100 个视场测量，再对所测结果进行统计处理，求出测量结果的平均值，说明数据的分散性和测量的精确度及可靠性。

1）算术平均值　对某一组织的某一参量进行测量，各次所得数据为：X_1、X_2、X_3、…、X_n，则该参量的算术平均值 $\overline{X}$ 为

$$\overline{X} = \frac{X_1 + X_2 + X_3 + \cdots + X_n}{n} = \frac{1}{n}\sum_{i=1}^{n} X_i$$

2）标准偏差（均方误差）　标准偏差 S 是衡量数据分散的一个标志，S 值越大，表示数据分散度越大，反之则说明数据分散度小。在有限的测量次数下，S 值为

$$S = \left[\frac{1}{n-1}\sum_{i=1}^{n}(X_i - \overline{X})^2\right]^{\frac{1}{2}}$$

3）置信度的选择　置信度包括置信概率及测量数据的置信区间。置信概率是指测量数据落在置信区间内的分数，从统计的观点来说，测量次数越多，结果越精确，但工作量过大。一般采用 95% 的置信概率即可，与其相应的置信区间为 $\overline{X} \pm 2S$。

（4）图像分析仪

金相图像自动分析仪是将金相技术、统计技术和计算机技术相结合发展起来的现代定量金相技术。根据测试参量不

同，图像分析仪可分为三类：电视显微镜、直线分析仪和点计数分析仪。其原理是用一束扫描光束或电子光束在待分析的图像上进行扫描，由于不同组织的灰度（衬度）差异，对特定灰度（或颜色）的组织产生光电信号，用计算机记录和处理这些数据，从而得到要测定的显微组织参数。定量金相系统可联接在实验室的显微镜上，也可配上宏观仪处理金相照片或负片。图像分析仪的工作效率很高，如检验钢中的夹杂，在每块试样上检查 50 个视场，每个视场测量 20 个参数，则显微镜载物台可按事先设定的方案自动更换视场，一小时内可分析 50 块试样。

图像分析仪试验分析结果的精度取决于试样制备的质量，对试样制备的要求较高，试样表面每毫米范围内高低的变化不能超过 4 μm，不能有划痕、污点等，各种组织显示的衬度要大，轮廓线细而清晰均匀，采用彩色金相技术将可取得更佳的效果。目前，VMS-200 型金相图像分析仪设置有 256 级灰度，可在计算机的控制下进行图像处理和分析，也可联上视频打印机打印出细致的图像。

3.3　晶粒度测定方法

金属材料的晶粒大小通常用晶粒度级别表示，一般是参照美国 ASTM 标准规定来评定的。在我国国家标准（GB 6394—1986）中规定测定晶粒度的方法有测量计算法、面积统计法和对比法。

（1）测量计算法

将一组已知长度的同心圆（直径分别为 ϕ79.58 mm、ϕ53.05 mm、ϕ26.53mm 周长总和为 500 mm，线的宽度 ≤0.01 mm）刻在透明塑料板上，覆盖在显微照片上或放在显微镜的毛玻璃屏上（最好是做成刻线片放在可以调焦的目镜内），为保证测定的晶粒度级别误差在 0.3 以下，应调节图像的放大倍数，使测试线能在每个视场中与 15 个以上的晶粒相交截。测试时，选择五个以上视场，分别数出测试线与晶界相交的特征点 P，若测试线与晶界相交计作 1，若测试线与晶界相切计作 0.5，若测度线通过三个晶粒的交点计作 1.5。

根据测试线长度 L_T 和特征点 P，算出 $P_L = P/L_T$，由此求出晶粒对测量线的平均截距 $L_3 = 1/N_L = 1/P_L$，若测量时的放大倍数是 M，则 $L_3 = L_T/PM$，即晶粒度级别 G 为：$G = -10.00 - 6.64\mathrm{Lg}L_3$（cm）。

（2）面积法

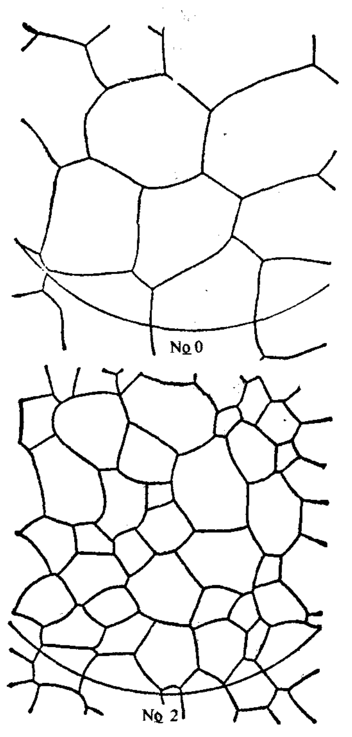
面积法是通过统计给定面积内晶粒数来测定晶粒度的。在透明塑料板或透明纸上画一个给定面积（5 000 mm²）的圆形（d = 79.8 mm²）或矩形（50 × 100 mm²），覆盖在显微照片上或复在显微镜的毛玻璃屏上，调节图像的放大倍数，使至少有 50 个晶粒包含在给定的面积内，数出完全处于该面积内的晶粒数 n_1 和边界线上的晶粒数 n_2，求出 $N_A = f(n_1 + n_2/2)$，其中 $f - M^2/5\,000$，M 为放大倍数，则晶粒度级别 G 为：$G = -3 + 3.32L_g N_A$。

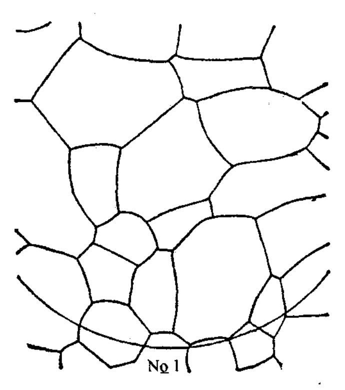
（3）对比法

对比法是采用 100 倍的显微镜下图像与标准评级图对比来评定晶粒度。在 GB 6394—1986 中，备有四个系列的标准评级图，包括：①无孪晶晶粒（浅腐蚀）；②有孪晶晶粒（浅腐蚀）；③有孪晶晶粒（深反差腐蚀）；④钢中奥氏体晶粒（渗碳法）。图 8.3-14 示出了系列 1 的标准评级图。当晶粒尺寸过细或过粗，在 100 倍下超过了标准图片所包括的范围，可改用在其他放大倍数下参照同样标准评定，再利用表 8.3-6 进行修正。

表 8.3-6　不同放大倍数下晶粒度的关系

图像的放大倍数	与标准评级图编号相同图像的晶粒度级别									
	No.1	No.2	No.3	No.4	No.5	No.6	No.7	No.8	No.9	No.10
25	-3	-2	-1	0	1	2	3	4	5	6
50	-1	0	1	2	3	4	5	6	7	8
100	1	2	3	4	5	6	7	8	9	10
200	3	4	5	6	7	8	9	10	11	12
400	5	6	7	8	9	10	11	12	13	14
800	7	8	9	10	11	12	13	14	15	16





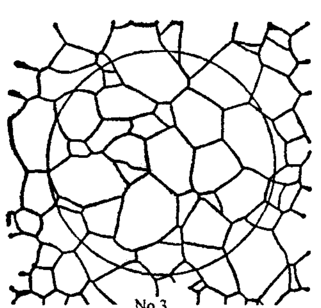
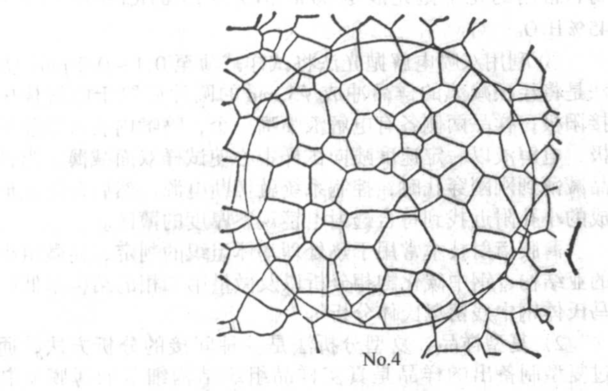
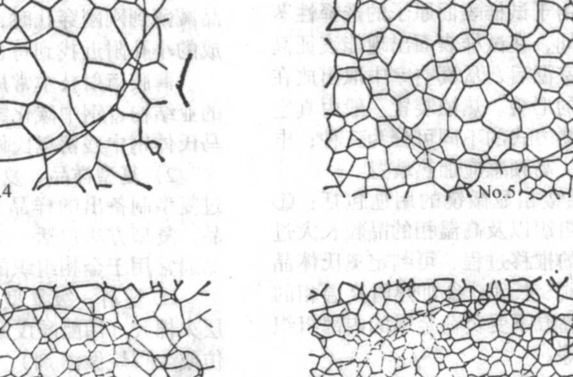
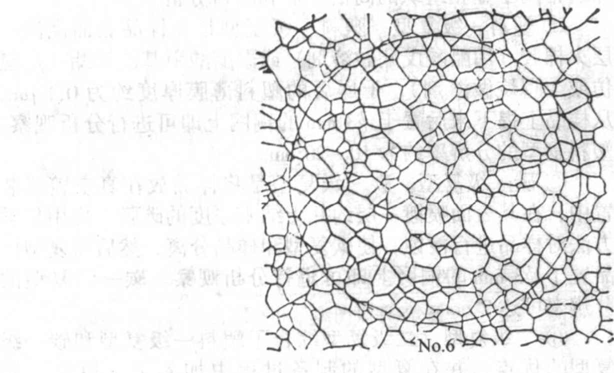
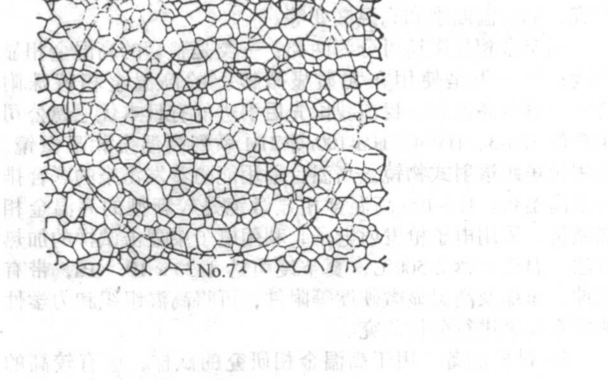


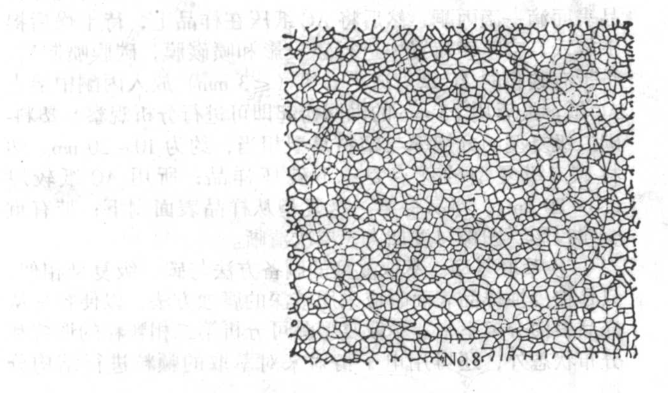
图 8.3-14　系列 1 晶粒大小标准评级图（比原图缩小 1/2）

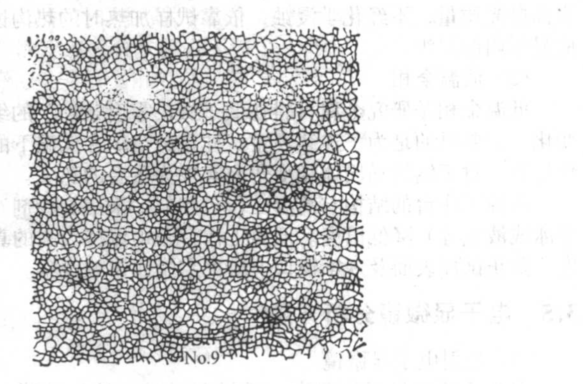


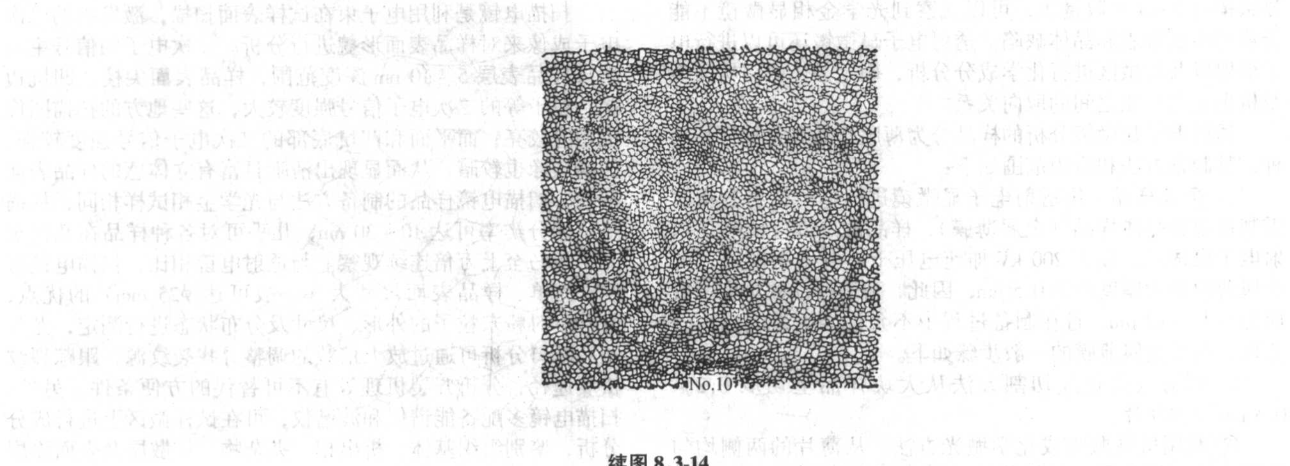












续图 8.3-14

3.4 高温和低温金相分析方法

(1) 高温金相

高温金相主要用于显示金属和合金在高温真空中的显微组织以及显微组织变化的过程。

1) 利用热蚀法观察试样表面的浮凸　此方法是在真空室内将试样加热到一定温度，由于试样表面原子的选择性蒸发或是原始相与形成相比容不同，在试样表面出现能表征高温组织的浮凸，把试样冷却到室温后，从真空室中取出放在显微镜下即可观察到这种浮凸的形貌。热蚀装置一般由真空系统和加热系统组成，根据加热方式的不同可分为三种：电接触加热装置、辐射加热装置、高频感应加热装置。

2) 高温金相显微镜　高温金相显微镜的用途包括：①直接在高温下观察金属的高温组织以及高温相的晶粒长大过程，例如通过观察奥氏体晶界的推移过程，可判定奥氏体晶粒的"跳跃式"长大或"连续式"长大；②加热时高温相的形成及化合物的溶解过程；③高温下受负荷金属的内部组织研究，如高温断裂和高温蠕变等。

高温金相显微镜可分为两类：一类是整套的高温金相显微镜；另一类是使用在大型显微镜上的高温金相特殊附件——真空高温台。目前我国先后引进的有日本优尼恩公司生产的HM-3、HM-4、HM-100等HM系列高温金相显微镜，采用长焦距透射式物镜，高温台采用能防蒸发污染的联合排真空高温台。HM-100高温金相显微镜是较新型的高温金相显微镜，采用电子枪发射电子，利用电子束轰击试样的加热方法，温度可达2 500℃，真空度可达1.33×10^{-5} Pa，带有拉伸、压缩及高温显微硬度等附件，可将高温组织和力学性能联系起来进行分析研究。

3) 试样制备　用于高温金相研究的试样，应有较高的表面抛光质量，不经化学浸蚀，依靠试样加热时的热沟蚀效应显示内部组织。

(2) 低温金相

低温金相是研究金属材料在低于摄氏零度条件下的组织变化，主要目的是为了连续观察试样显微组织在低温下的变化过程，对于钢的马氏体相变研究有极为重要的意义。

低温工作台的结构与高温工作台相似，采用制冷剂（如干冰或液氮等）降低温度。低温工作台必须保持较高的真空度，防止试样表面及观察窗口上凝聚水滴而影响观察。

3.5 电子显微镜分析方法

(1) 透射电子显微镜

在电子显微分析仪器中，透射电子显微镜的分辨率最高，可达0.2～0.3 nm，点阵分辨率可达0.144 nm，比光学显微镜高2～3个数量级，可以观察到光学金相显微镜不能分辨的组织形貌和晶体缺陷。透射电子显微镜还可以进行电子衍射以及对微区进行化学成分分析，确定晶体的结构类型及析出相与母相之间的取向关系。

透射电子显微镜分析的样品分为薄膜样品和复型样品两种，其制备方法和应用范围如下：

1) 薄膜样品　用透射电子显微镜进行电子衍射分析时需制备薄膜晶体样品（金属薄膜），样品的厚度应能确保入射电子束透过，如在200 kV加速电压下，电子束能透过的金属薄膜最大厚度约为0.5 μm，因此，薄膜样品的厚度一般应为0.1～0.2 μm，且在制备过程中不允许产生组织结构的变化。制备金属薄膜的一般步骤如下。

① 利用电火花线切割方法从大块样品上切取0.2～0.3 mm厚的薄片。

② 利用机械抛光或化学抛光方法，从薄片的两侧均匀地磨去切割损伤层，并使薄片的厚度减至约0.1 mm。钢铁材料常用的化学抛光液是30% HNO_3 + 15% HCl + 10% HF + 45% H_2O。

③ 利用双喷电解抛光法将试样减薄至0.1～0.2 μm。方法是将经预减薄的样品冲成ϕ3 mm的圆片后置于电解槽中接阳极，样品两侧各有电解液喷嘴一个，喷嘴内装有铂丝阴极，电解液以一定速度喷向试样中心使试样双面减薄，当样品减薄到刚刚穿孔时，控制系统就切断电源，然后在抛光形成的小孔附近找到符合透射电镜观察厚度的薄区。

薄膜衍射技术常用于热处理基体组织的判定、显微组织的亚结构、钢中碳化物相分析以及微量第二相的结构如低碳马氏体钢中残留奥氏体分析等。

2) 复型样品　复型分析法是一种间接的分析方法，通过复型制备出的样品是真实样品组织结构细节的薄膜复制品。复型方法包括一级复型、二级复型和萃取复型。复型样品通常用于金相组织的高倍分析和断口分析。

① 塑料一级复型。塑料一级复型是在样品表面浇注一层火棉胶（用醋酸戊酯做溶剂）或聚醋酸甲基乙烯酯（用氯仿或二噁烷做溶剂），干燥后的塑料薄膜厚度约为0.1 μm，从样品上揭下来后置于ϕ3 mm的铜网上即可进行分析观察。塑料复型的分辨率约为10～20 nm。

② 碳一级复型。碳一级复型是将样品放在真空镀膜装置中，在其表面喷镀一层约几十纳米厚度的碳膜，再用化学方法对样品进行浸蚀，使碳复型和样品分离，然后将复型样品置于ϕ3 mm的铜网上即可进行分析观察。碳一级复型的分辨率可达2 nm。

③ 二级复型。二级复型综合了塑料一级复型和碳一级复型的优点，并在复型的制备过程中加入了一道重金属（铬）投影工序，提高了复型的衬度和立体感。二级复型用的塑料是可溶于丙酮的醋酸纤维素（AC纸），取样时先在样品表面滴一滴丙酮，然后将AC纸压在样品上，待干燥后揭下放入真空喷镀装置中进行铬投影和喷碳膜，碳膜喷制后，将带有碳膜的AC纸剪成小方块（≤3 mm）放入丙酮中溶去AC纸，最后用ϕ3 mm的铜网捞起即可进行分析观察。塑料-碳二级复型的分辨率与塑料复型相当，约为10～20 nm。塑料-碳二级复型的优点是：不破坏样品；所用AC纸较厚（30～80 μm），容易将第一级复型从样品表面剥下；带有重金属投影，图像衬度加大、层次清晰。

④ 萃取复型。萃取复型的制备方法与碳一级复型相似，只是在浸蚀样品表面时应采用较深的腐蚀方法，以便容易从样品表面分离下来。萃取复型除可分析第二相颗粒的形貌和分布状态外，还可用电子衍射来对萃取的颗粒进行结构分析。

(2) 扫描电子显微镜分析方法

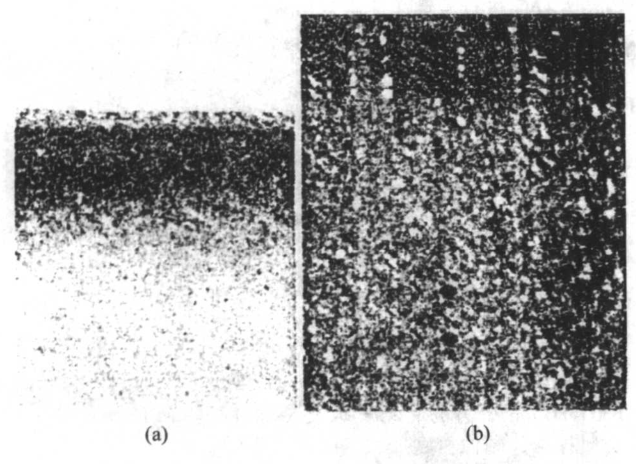
扫描电镜是利用电子束在试样表面扫描，激发出的二次电子成像来对样品表面形貌进行分析。二次电子的信号主要来自样品表层5～10 nm深度范围，样品表面尖棱、凹坑边缘、粒子等的二次电子信号强度较大，这些地方的扫描图像也相应较亮；而平面和凹坑底部的二次电子信号强度较强，扫描图像也较暗，从而显现出清晰且富有立体感的样品表面形貌，扫描电镜样品的制备方法与光学金相试样相同，扫描电镜的分辨率可达10～30 nm，几乎可对各种样品在几倍至几千倍乃至上万倍连续观察。与透射电镜相比，扫描电镜有制样简单、样品表面尺寸大（一般可达ϕ25 mm）的优点，并且可对粉末粒子的外形、尺寸及分布状态进行测定，尤其是对断口分析可通过放大倍数的调整寻找裂纹源，跟踪裂纹扩展途径，分析开裂机理等有不可替代的方便条件。另外，扫描电镜多配备能谱仪和波谱仪，可在试样微区上进行成分分析，鉴别组织基体、析出相、夹杂物、扩散层及表面涂层的化学成分以及测定渗入元素的扩散深度。

3.6　钢铁零件典型热处理显微组织与缺陷的金相特征

（1）化学热处理渗层深度

1）渗碳层和碳氮共渗层　渗碳和碳氮共渗是低碳钢和低碳合金钢常用的深层（>0.3 mm）表面强化方法，在淬火状态下渗层与基体不易明显区分，鉴于渗碳层中碳含量低于0.30%时对原材料的性能改变不明显，因此渗碳零件的渗层深度以“钢件渗碳淬火有效硬化深度”为准。国家标准 GB 9450—1988 规定有效硬化深度为从表面至硬度达到 550 HV 处的垂直距离，维氏硬度的负荷规定在 0.5～5 kg 范围内。550 HV处的碳含量约在 0.30%～0.44%之间，相当于渗碳后退火状态时约 50%珠光体的区域。

2）渗氮层及氮碳共渗层　渗氮、氮碳共渗、硫氮碳共渗等低温化学热处理渗层一般较浅（<0.3 mm），有的渗氮零件表面存在 ε 相层，而有的没有（如图 8.3-15）。由于扩散层中 γ′相的存在，这种渗层与基体的界限清晰，可用金相法测定其深度，也可用维氏硬度测定。用硬度法确定渗层深度时，可用表面至硬度高于心部硬度 50 HV 处的垂直距离定为渗层深度。对于碳、氮元素各自的渗入深度，可用波谱仪测定，如图 8.3-16 所示的 W6Mo5Cr4V2 钢氮碳共渗层中的氮、碳元素渗入深度非常清晰，可看出碳的渗入深度大于氮的渗入深度。



(a)　　(b)

图 8.3-15　GCr15 钢（a）和 Cr12MoV（b）的气体氮碳共渗层　×200

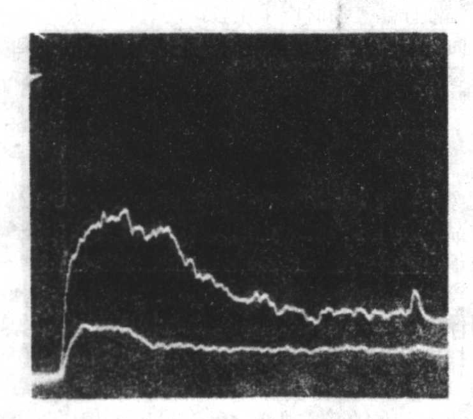
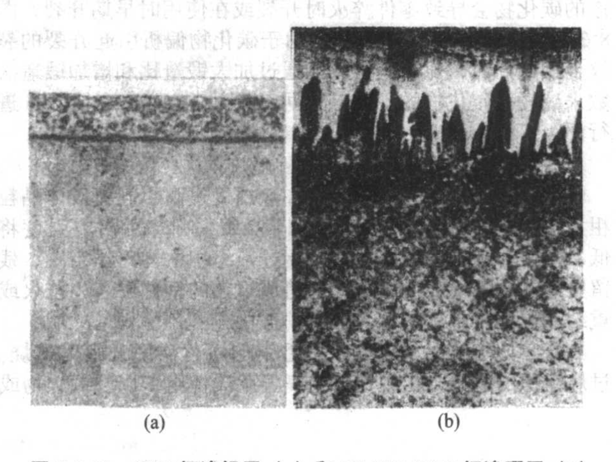


图 8.3-16　W6Mo5Cr4V2 钢气体氮碳共渗层中的氮、碳元素渗入深度（WDS）

3）渗金属层　渗铬、渗钒、渗硼等渗金属层在金相显微镜下清晰可见，扩散层很少，主要是存在于表面的化合物层，这种渗层的深度可用金相法测定，如图 8.3-17 所示的 65Nb 钢渗钒层和 7CrSiMnMoV 钢渗硼层，渗硼层深度以 FeB 针的深度为准。

4）表面镀层和气相沉积涂层　表面镀层和气相沉积涂层与基体不产生原子的扩散，镀（涂）层与基体界限分明，如图 8.3-18 的 TiN 涂层，用金相法即可测量出很准确的镀（涂）层厚度。



(a)　　(b)

图 8.3-17　65Nb 钢渗钒层（a）和 7CrSiMnMoV 钢渗硼层（b）

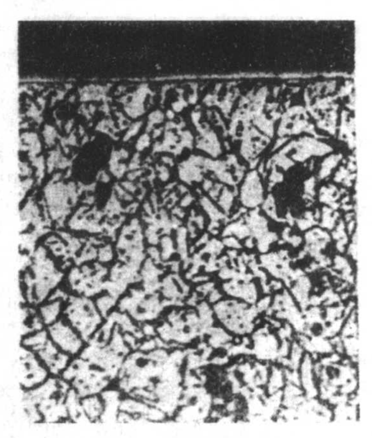


图 8.3-18　TiN 涂层　（×400）

（2）脱碳层及其深度测量方法

零件在空气炉中加热时保护不当或渗碳零件在淬火前与空气接触时间过长，均会造成表面脱碳。脱碳会在零件表面出现淬火软点，降低零件淬火后的表面硬度、耐磨性、疲劳强度以及高速钢的热硬性。脱碳层的显微组织中可见到游离铁素体，严重时在最表层可为全部铁素体组织。脱碳层的深度可用硬度法或金相法测定。对淬火态的零件，采用硬度法为宜，用维氏硬度从试样表面向内测至硬度达到平稳处的垂直距离确定为脱碳层深度；对于退火或正火态零件，可用金相法测量脱碳层深度，参照标准 GB 2244—1978 进行。

1）基体为球化组织时，脱碳层深度：

① 有片状珠光体时，量至珠光体片消失处；

② 边缘球状时，量至球状碳化物逐渐增加且与原组织相近似处。

2）基体为球化碳化物＋片状珠光体时，脱碳层量至片状珠光体明显减少处。

3）基体为片状珠光体时，脱碳层量至游离铁素体消失处。

4）基体为片状珠光体＋游离铁素体时，脱碳层量至游离铁素体明显减少处。

5）基体为片状珠光体＋碳化物网时，脱碳层量至出现碳化物网处。

6）基体含有不完整铁素体网时，脱碳层量至粗大铁素体网减少处。

(3) 碳化物偏析

高碳合金工模具钢，尤其是含有共晶碳化物的 Cr12、Cr12MoV、W18Cr4V 等莱氏体钢中常出现碳化物偏析，最常见的是带状偏析，严重的出现网状或半网状碳化物。这些形态的碳化物会导致零件淬火时开裂或在使用时早期开裂，图 8.3-19 是 Cr12MoV 钢大型模具由于碳化物偏析引起开裂的裂纹金相照片。碳化物偏析只能通过加大锻造比和增加锻造次数来减轻。碳化物的不均匀性可依照标准 GB 1299—1985 进行评级。

(4) 过热和过烧组织

零件热处理时控温不当，加热温度过高引起奥氏体晶粒粗大，晶粒度可达到甚至超过 1～2 级，冷却后材料强度将低，塑性和韧性变差。过共析钢过热组织中马氏体粗大、残留奥氏体含量明显增多。已经造成过热的钢件可采用正火或重结晶退火来重新细化晶粒。

若零件加热温度太高，接近钢的熔化温度，则为过烧。过烧组织的晶界处出现重熔组织、莱氏体组织以及氧化物或硫化物在晶界的偏析。过烧零件呈现萘状或结晶状断口。过烧零件无法补救。

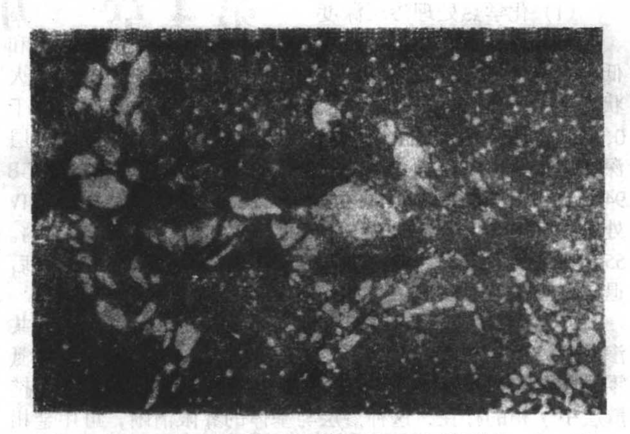
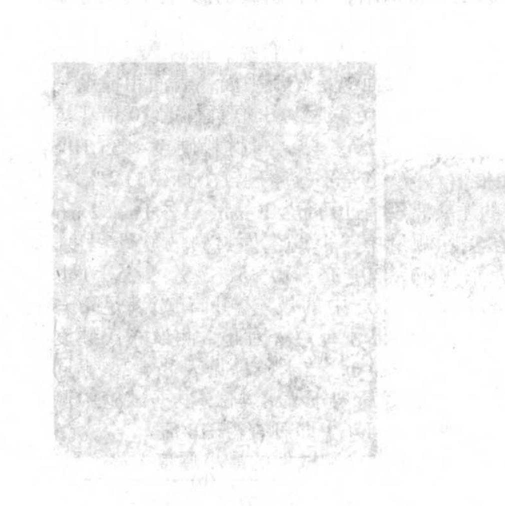
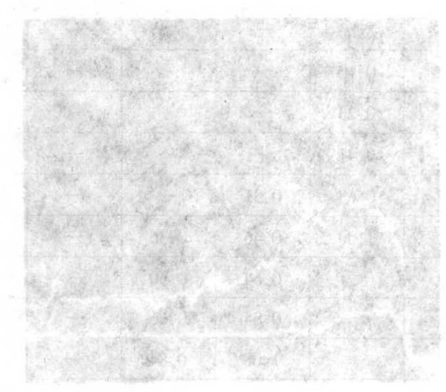


图 8.3-19 Cr12MoV 钢模具中碳化物偏析引起的裂纹 (×200)

编写：佟晓辉（北京机电研究所）





第 4 章　力学性能试验

1　硬度

1.1　布氏硬度

布氏硬度检测是通过加载将钢球压头（用于测试硬度 <450 HBS的材料）或硬质合金压头（用于测试硬度 <650 HBW的材料）压入被测试的金属零件（或试样）的表面，根据单位压痕面积上所受的负荷大小来确定硬度值(HB)：

$$HB = \frac{P}{F} = \frac{P}{\pi Dt} \qquad (8.4\text{-}1)$$

式中，F 为凹陷压痕的面积，mm^2；t 为压痕凹陷的深度，mm；HB 为布氏硬度，kgf/mm^2。

由于压痕凹陷深度 t 较难测定，为了检测方便，通常将式（8.4-1）中的 t 换成压痕直径 d，即 HB 的计算公式为：

$$HB = \frac{2P}{\pi D\left(D - \sqrt{D^2 - d^2}\right)} \qquad (8.4\text{-}2)$$

式中，D 为压头直径，mm；d 为压痕直径，mm。

检测布氏硬度时，检测面应是光滑平面，表面粗糙度一般为 $R_a \leqslant 0.8\ \mu m$，试件厚度至少应为压痕直径的 10 倍。试验时，压痕中心应距试样边缘 $\geqslant 4d$，当材料硬度 < 35 HBS 时为 $6d$；两个压痕 d_1、d_2 之差不应超过较小直径的 2%。

布氏硬度计的压头直径有 10 mm、5 mm、2.5 mm、2 mm 和 1 mm 五种，在实际测量中，根据零件材料的软硬程度，也将采用的 P/D^2 值规定为 30、15、10、5、2.5、1.25、1 七种。按照国际 GB/T 231—2002 中的规定，只有当满足 $d = (0.24 \sim 0.6)\ D$ 时，试验结果才有效。因此，测试布氏硬度的试件的最小厚度参见表 8.4-1，技术条件见表 8.4-2，不同试验条件下试验所采用的载荷列于表 8.4-3，根据试验中测得的压痕直径 d 值，由表 8.4-4 中即可查得 HB 值。

表 8.4-1　布氏硬度检测试件的最小厚度　mm

压痕直径 d	压头直径 D				
	1	2	2.5	5	10
0.1	—	—	—	—	—
0.2	0.10	—	—	—	—
0.3	0.23	—	—	—	—
0.4	0.41	—	—	—	—
0.5	0.68	0.31	—	—	—
0.6	1.00	0.46	0.36	—	—
0.7	—	0.64	0.50	—	—
0.8	—	0.84	0.66	—	—
0.9	—	1.08	0.84	—	—
1.0	—	1.38	1.04	—	—
1.1	—	1.65	1.28	—	—
1.2	—	2.00	1.54	0.73	—
1.3	—	—	1.83	0.86	—
1.4	—	—	2.15	1.00	—
1.5	—	—	2.50	1.15	—

续表 8.4-1

压痕直径 d	压头直径 D				
	1	2	2.5	5	10
1.6	—	—	—	1.31	—
1.7	—	—	—	1.49	—
1.8	—	—	—	1.68	—
1.9	—	—	—	1.88	—
2.0	—	—	—	2.09	—
2.2	—	—	—	2.55	—
2.4	—	—	—	3.08	1.47
2.6	—	—	—	3.65	1.73
2.8	—	—	—	4.29	2.00
3.0	—	—	—	5.00	2.30
3.2	—	—	—	—	2.62
3.4	—	—	—	—	2.98
3.6	—	—	—	—	3.35
3.8	—	—	—	—	3.75
4.0	—	—	—	—	4.18
4.2	—	—	—	—	4.63
4.4	—	—	—	—	5.10
4.6	—	—	—	—	5.60
4.8	—	—	—	—	6.14
5.0	—	—	—	—	6.70
5.2	—	—	—	—	7.29
5.4	—	—	—	—	7.91
5.6	—	—	—	—	8.58
5.8	—	—	—	—	9.28
6.0	—	—	—	—	10.0

表 8.4-2　布氏硬度试验技术条件

材料	硬度范围 /HBS	P/D^2	保荷时间 /s	注
钢及铸铁	<140 ≥140	10 30	材料	对铸铁在厚度允许时采用 ϕ10 mm钢球；否则可采用 ϕ2.5 mm或 ϕ5 mm 钢球
铜及铜合金	<35 35~200 >200	5 10 30	HBS>35 为 30±2 s	
轻金属	<35 35~80 >80	5 10 15	HBS≤35 为 60±2 s	
铅、锡		1 1.25		

表 8.4-3　布氏硬度试验施加负荷的规定

硬度符号 /HB	钢球直径 /mm	P/D^2	施加负荷 /kgf（N）
10/3000	10	30	3 000（29 420）
10/1500	10	15	1 500（14 710）
10/1000	10	10	1 000（9 807）
10/500	10	5	500（4 903）
10/250	10	2.5	250（2 452）
10/125	10	1.25	125（1 226）
10/100	10	1	100（980.7）
5/750	5	30	750（7 355）
5/250	5	10	250（2 452）
5/125	5	5	125（1 226）
5/62.5	5	2.5	62.5（612.9）
5/31.25	5	1.25	31.25（306.5）
5/25	5	1	25（245.2）
2.5/187.5	2.5	30	187.5（1 839）
2.5/62.5	2.5	10	62.5（612.9）
2.5/31.25	2.5	5	31.25（306.5）
2.5/15.625	2.5	2.5	15.625（153.2）
2.5/7.813	2.5	1.25	7.813（67.61）
2.5/6.25	2.5	1	6.25（16.29）

表 8.4-4　金属布氏硬度（HB）数值表

压痕直径/mm	载荷 P/kgf						
d_{10}，$2d_5$，$4d_{2.5}$ $5d_2$，$10d_1$	$30D^2$	$15D^2$	$10D^2$	$5D^2$	$2.5D^2$	$1.25D^2$	$1D^2$
2.40	653	327	218	109	54.5	27.2	21.8
2.45	627	313	209	104	52.2	26.1	20.9
2.50	601	301	200	100	50.1	25.1	20.0
2.55	578	289	193	96.3	48.1	24.1	19.3
2.60	555	278	185	92.5	46.3	23.1	18.4
2.65	534	267	178	89.0	44.5	22.3	17.8
2.70	514	257	171	85.7	42.9	21.4	17.1
2.75	495	248	165	82.6	41.3	20.6	16.5
2.80	477	239	159	79.6	39.8	19.9	15.9
2.85	461	230	154	76.8	38.4	19.2	15.4
2.90	444	222	148	74.1	37.0	18.5	14.8
2.95	429	215	143	71.5	35.8	17.9	14.3
3.00	415	207	138	69.1	34.6	17.3	13.8
3.05	401	200	134	66.8	33.4	16.7	13.4
3.10	388	194	129	64.6	32.3	16.2	12.9
3.15	375	188	125	62.5	31.3	15.6	12.5
3.20	363	182	121	60.5	30.3	15.1	12.1
3.25	352	176	117	58.6	29.3	14.7	11.7
3.30	341	170	114	56.8	28.4	14.2	11.4
3.35	331	165	110	55.1	27.5	13.8	11.0
3.40	321	160	107	53.4	26.7	13.4	10.7
3.45	311	156	104	51.8	25.9	13.0	10.4
3.50	302	151	101	50.3	25.2	12.6	10.1
3.55	293	147	97.7	48.9	24.4	12.2	9.77
3.60	285	142	95.0	47.5	23.7	11.9	9.55
3.65	277	138	92.3	46.1	23.1	11.5	9.23
3.70	269	135	89.7	44.9	22.4	11.2	8.97
3.75	262	131	87.2	43.6	21.8	10.9	8.72
3.80	255	127	84.9	42.4	21.2	10.6	8.49
3.85	248	124	82.6	41.3	20.6	10.3	8.26
3.90	241	121	80.4	40.2	20.1	10.0	8.04
3.95	235	117	78.3	39.1	19.6	9.79	7.83
4.00	229	114	76.3	38.1	19.1	9.53	7.63
4.05	223	111	74.3	37.1	18.6	9.29	7.43
4.10	217	109	72.4	36.2	18.1	9.05	7.24
4.15	212	106	70.6	35.3	17.6	8.82	7.06
4.20	207	103	68.6	34.4	17.2	8.61	6.88
4.25	201	101	67.1	33.6	16.8	8.39	6.71
4.30	197	98.3	65.5	32.8	16.4	8.19	6.55
4.35	192	95.9	63.6	32.0	16.0	7.99	6.39
4.40	187	93.6	62.4	31.2	15.6	7.80	6.24
4.45	183	91.4	60.9	30.5	15.2	7.62	6.09
4.50	170	89.3	59.5	29.8	14.9	7.44	5.95
4.55	174	87.2	58.1	281.	14.5	7.27	5.81
4.60	170	85.2	56.8	28.4	14.2	7.10	5.68
4.65	167	83.3	55.5	27.8	13.9	6.94	5.55
4.70	163	81.4	54.3	27.1	13.6	6.78	5.43
4.75	159	79.6	53.0	26.5	13.3	6.63	5.30
4.80	156	77.8	51.9	25.9	13.0	6.48	5.19
4.85	152	76.1	50.7	25.4	12.7	6.34	5.07
4.90	149	74.4	49.6	24.8	12.4	6.20	4.96
4.95	146	72.8	48.6	24.3	12.1	6.07	4.86
5.00	143	71.3	47.5	23.8	11.9	5.94	4.75
5.05	140	69.8	46.5	23.3	11.6	5.81	4.65
5.10	137	68.3	45.5	22.8	11.4	5.69	4.55
5.15	134	66.9	44.6	22.3	11.1	5.57	4.46
5.20	131	65.5	43.7	21.8	10.9	5.46	4.37
5.25	128	64.1	42.8	21.4	10.7	5.34	4.28

续表 8.4-4

压痕直径/mm	载荷 P/kgf						
d_{10}，$2d_5$，$4d_{2.5}$ $5d_2$，$10d_1$	30D²	15D²	10D²	5D²	2.5D²	1.25D²	1D²
5.30	126	62.8	41.9	20.9	10.5	5.24	4.19
5.35	123	61.5	41.0	20.5	10.3	5.13	4.10
5.40	121	60.3	40.2	20.1	10.1	5.03	4.02
5.45	118	59.1	39.4	19.7	9.85	4.93	3.94
5.50	116	57.9	38.6	19.3	9.66	4.83	3.86
5.55	114	56.8	37.9	18.9	9.47	4.73	3.79
5.60	111	55.7	37.1	18.6	9.28	4.64	3.71
5.65	109	54.6	36.4	18.2	9.10	4.55	3.64
5.70	107	53.5	35.7	17.8	8.92	4.46	3.57
5.75	105	52.5	35.0	17.5	8.75	4.38	3.50
5.80	103	51.5	34.3	17.2	8.59	4.29	3.43
5.85	101	50.5	33.7	16.8	8.42	4.21	3.37
5.90	99.2	49.6	33.1	16.5	8.26	4.13	3.31
5.95	97.3	48.7	32.4	16.2	8.11	4.05	3.24
6.00	95.5	47.7	31.8	15.9	7.96	3.98	3.18

注：1. 表中压痕直径为 ϕ10 mm 钢球试验数值，如用其他尺寸钢球试验时，压痕直径应增大相应倍数后在表中查出。
2. 表中未列出压痕直径的 HB，可根据上下两数值用内插法计算求得。

对于大型工件，可使用锤击式简易布氏硬度计（如图 8.4-1）检测工件的硬度。测试时首先估计被测工件大致的硬度值，选择与其硬度相近的标准杆插入硬度计内，然后用手锤敲击锤击杆顶端一次，同时可在工件表面和标准杆表面得到压痕，直径分别为 d 和 d'，然后根据式（8.4-3）计算出工件的硬度。

$$HB = HB'\left(\frac{D - \sqrt{D^2 - d'^2}}{D - \sqrt{D^2 - d^2}}\right) \qquad (8.4\text{-}3)$$

式中，D 为钢球直径，mm；d' 为标准杆表面压痕直径，mm；d 为工件表面压痕直径，mm；HB′为标准杆硬度值；HB 为工件硬度值。

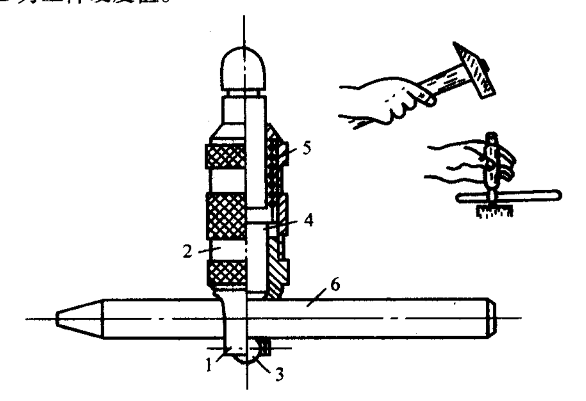


图 8.4-1 锤击式简易布氏硬度计

1—球帽；2—握持器；3—钢球；4—锤击杆；5—弹簧；6—标准杆

1.2 洛氏硬度

洛氏硬度是应用最广泛的硬度检测方法，与布氏硬度不同，它不是测量压痕的直径，而是靠测量压痕的深度来度量材料或工件的硬度。洛氏硬度用符号 HR 表示，通过采用不同的压头和载荷，组成了 15 种不同的洛氏硬度，针对不同的材料使用，其中最常用的有三种，分别是 HRA、HRB 和 HRC，这三种洛氏硬度的试验条件及应用范围列于表 8.4-5。测试洛氏硬度的试件，检测面尽可能是平面，表面粗糙度一般为 $R_a \leqslant 0.80\ \mu m$，工件或检测厚度 d（mm）$\geqslant 10e$（e 为卸除主载荷后，在预载荷下的压痕深度残余增量，用0.002 mm 为单位表示）可参照式（8.4-4）和式（8.4-5）确定。

$$d_{min} = -0.02 \times (HRA、HRC) + 2\ mm \qquad (8.4\text{-}4)$$

$$d_{min} = -0.02 \times (HRB) + 2.6\ mm \qquad (8.4\text{-}5)$$

表 8.4-5 洛氏硬度的试验条件和应用范围

硬度符合	压头	预载荷/kgf（N）	主载荷/kgf（N）	总载荷/kgf（N）	测量范围	应用举例
HRA	金刚石圆锥	10（98.1）	50（490.3）	60（588.4）	60～85	硬质合金、碳化物、表面淬火钢、硬化薄钢板等
HRB	1/16″钢球	10（98.1）	90（882.6）	100（980.7）	25～100	铜合金、退火钢、铝合金、可锻铸铁等
HRC	金刚石圆锥	10（98.1）	140（1 373）	150（1 471）	20～67	淬火钢、冷硬铸铁、珠光体可锻铸铁、钛合金等

在测试时，必须保证负荷作用力与检测平面垂直。在试验过程中，试验仪器不应受任何冲击和振动，保持负荷的时间（以示值指示的指针基本停止移动为准）推荐为：①对施加预载荷后不随时间继续变形的试件，保持≤2 s；②对施加预载荷后随时间继续缓慢变形的试件，保持 6～8 s；③对施加预载荷后随时间明显继续变形的试件，保持 20～25 s。然后在 2 s 内平稳地卸除主载荷，保持预载荷，从相应的标尺刻度上直接读出硬度值。在圆柱面和球面上测得的洛氏硬度值应按表 8.4-6～表 8.4-8 中的数据进行修正（补加修正值），表中范围内未列出的其他直径和硬度值可用插入法求得修正值。

表 8.4-6 在圆柱体上测定 HRC 的数值修正表

HRC	圆柱形试件的直径/mm								
	6	10	13	16	19	22	25	32	38
20	6.0	4.5	3.5	2.5	2.0	1.5	1.5	1.0	1.0
25	5.5	4.0	3.0	2.5	2.0	1.5	1.0	1.0	1.0
30	5.0	3.5	2.5	2.0	1.5	1.5	1.0	1.0	0.5
35	4.0	3.0	2.0	1.5	1.5	1.0	1.0	0.5	0.5
40	3.5	2.5	2.0	1.5	1.0	1.0	1.0	0.5	0.5
45	3.0	2.0	1.5	1.0	1.0	1.0	0.5	0.5	0.5
50	2.5	2.0	1.5	1.0	1.0	0.5	0.5	0.5	0.5
55	2.0	1.5	1.0	1.0	0.5	0.5	0.5	0.5	0
60	1.5	1.0	1.0	0.5	0.5	0.5	0.5	0	0
65	1.5	1.0	1.0	0.5	0.5	0.5	0	0	0

注：表中范围内的其他直径和硬度值，可用插入法求得修正值。

表 8.4-7　在圆柱体上测定 HRB 的数值修正表

HRB	圆柱形试件的直径/mm						
	6	10	13	16	19	22	25
20	11.0	7.5	5.5	4.5	4.0	3.5	3.0
30	10.0	6.5	5.0	4.5	3.5	3.0	2.5
40	9.0	6.0	4.5	4.0	3.0	2.5	2.5
50	8.0	5.5	4.0	3.5	3.0	2.5	2.0
60	7.0	5.0	3.5	3.0	2.5	2.0	2.0
70	6.0	4.0	3.0	2.5	2.0	2.0	1.5
80	5.0	3.5	2.5	2.0	1.5	1.5	1.5
90	4.0	3.0	2.0	1.5	1.5	1.5	1.0
100	3.5	2.5	1.5	1.5	1.0	1.0	0.5

注：表中范围内的其他直径和硬度值，可用插入法求得修正值。

表 8.4-8　在球面上测定 HRC 的数值修正表

HRC	球面直径/mm								
	4	6.5	8	9.5	11	12.5	15	20	25
55	6.4	3.9	3.2	2.7	2.3	2.0	1.7	1.3	1.0
60	5.8	3.6	2.9	2.4	2.1	1.8	1.5	1.2	0.9
65	5.2	3.2	2.6	2.2	1.9	1.7	1.4	1.0	0.8

注：表中范围内的其他直径和硬度值，可用插入法求得修正值。

1.3　维氏硬度和显微硬度

（1）维氏硬度

维氏硬度的压头采用锥面夹角为 136°的金刚石四方角锥体，施加载荷范围为 49.03～980.7 N，试验测得的压痕如图 8.4-2 所示，维氏硬度值用符号 HV 标志。

$$HV = 0.189\ 1\ P/d^2 \tag{8.4-6}$$

式中，P 为施加载荷，N；d 为压痕两对角线 d_1 和 d_2 的算术平均值，mm。

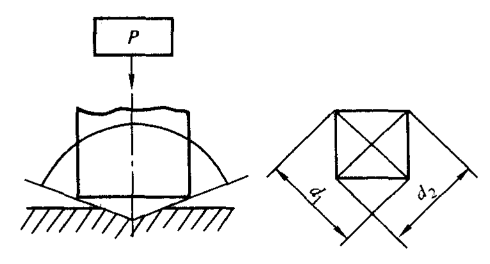


图 8.4-2　维氏硬度的压痕

维氏硬度测试一般按国标 GB/T 4340—1999 执行，试样表面粗糙度 $R_a \leqslant 0.2\ \mu m$，试样或检测层厚度应 $\geqslant 1.5d$。测试维氏硬度时，施加载荷的时间为 2～8 s，载荷保持时间：对黑色金属一般为 10～15 s，对有色金属一般为 30±2 s。相邻两压痕中心间距或任一压痕中心距试件边缘距离：对黑色金属为 $\geqslant 2.5d$，对有色金属为 $\geqslant 5d$。压痕两对角线之差不应超过对角线长度的 2%。不同施加载荷下测得的维氏硬度标记见表 8.4-9。表 8.4-10 中列出了与 98.07 N 载荷下测得的压痕对角线长度 d 相对应的维氏硬度值，此表亦可在其他载荷下测试维氏硬度时使用，如采用 49.03 N、196.1 N、294.2 N、490.3 N、980.7 N 载荷时，先用测得的对角线查表，将相应的硬度值分别放大 0.5、2、3、5、10 倍即可。对于在凸形或凹形的球面、圆柱面、圆锥面上测得的维氏硬度值可参照表 8.4-11～表 8.4-16 加以修正。

表 8.4-9　维氏硬度标记方法

硬度符号	施加载荷/N	硬度符号	施加载荷/N
HV5	49.03	HV30	294.2
HV10	98.07	HV50	490.3
HV20	196.1	HV100	980.7

表 8.4-10　压痕对角线长度 d 与维氏硬度值对照表（载荷 98 N）

压痕对角线/mm	0.000	0.001	0.002	0.003	0.004	0.005	0.006	0.007	0.008	0.009
0.10	1 854	1 818	1 783	11 748	1 714	1 682	1 650	1 620	1 590	1 561
0.11	1 533	1 505	1 478	1 452	1 427	1 402	1 378	1 354	1 332	1 310
0.12	1 288	1 267	1 246	1 226	1 206	1 187	1 168	1 150	1 132	1 114
0.13	1 097	1 080	1 064	1 048	1 033	1 018	1 003	988	974	960
0.14	946	933	920	907	894	882	870	858	847	835
0.15	824	813	803	792	782	772	762	752	743	734
0.16	724	715	700	698	690	681	673	665	657	649
0.17	642	634	627	620	613	606	599	592	585	579
0.18	572	566	560	554	548	542	536	530	525	519
0.19	514	508	503	498	493	488	483	478	473	468
0.20	464	459	455	450	446	442	437	433	429	425
0.21	421	417	413	409	405	401	397	394	390	387
0.22	383	380	376	373	370	366	363	360	357	354
0.23	351	348	345	342	339	336	333	330	327	325
0.24	322	319	317	314	312	309	306	304	302	299
0.25	297	294	292	289	287	285	283	281	279	276

压痕对角线/mm	0.000	0.001	0.002	0.003	0.004	0.005	0.006	0.007	0.008	0.009
0.26	274	272	270	268	266	264	262	260	258	256
0.27	254	253	251	249	247	245	243	242	240	238
0.28	236	235	233	232	230	228	227	225	224	222
0.29	221	219	218	216	215	213	212	210	209	207
0.30	206	205	203	202	201	199	198	197	196	194
0.31	193	192	191	189	188	187	186	185	183	182
0.32	181	180	179	178	177	176	174	173	172	171
0.33	170	169	168	167	166	165	164	163	162	161
0.34	160	160	149	158	157	156	155	154	153	152
0.35	151.4	150.5	149.7	148.8	148.0	147.1	146.3	145.5	144.7	143.9
0.36	143.1	142.3	141.5	140.7	140.0	139.2	138.4	137.7	136.9	136.2
0.37	135.5	134.7	134.0	133.3	132.6	131.9	131.2	130.5	129.8	129.1
0.38	128.4	127.7	127.1	126.4	125.8	125.1	124.5	123.8	123.2	122.6
0.39	121.9	121.3	120.7	120.1	119.5	118.8	118.3	117.7	117.1	116.5
0.40	115.9	115.3	114.8	114.2	113.6	113.1	112.5	111.9	111.4	110.9

续表 8.4-10

压痕对角线/mm	0.000	0.001	0.002	0.003	0.004	0.005	0.006	0.007	0.008	0.009
0.41	110.3	109.8	109.3	108.7	108.2	107.7	107.2	106.6	106.1	105.6
0.42	105.1	104.5	104.1	103.6	103.1	102.7	102.2	101.7	101.2	100.8
0.43	100.3	99.8	99.4	98.9	98.5	98.0	97.6	97.1	96.7	96.2
0.44	95.8	95.3	94.9	94.5	94.1	93.6	93.2	92.8	92.4	92.0
0.45	91.6	91.2	90.8	90.4	90.0	89.6	89.2	88.8	88.4	88.0
0.46	87.6	87.3	86.9	86.5	86.1	85.8	85.4	85.0	84.7	84.3
0.47	84.0	83.6	83.2	82.9	82.5	82.2	81.8	81.5	81.2	80.8
0.48	80.5	80.2	79.8	79.5	79.2	78.8	78.5	78.2	77.9	77.6
0.49	77.2	76.9	76.6	76.3	76.0	75.7	75.4	75.1	74.8	74.5
0.50	74.2	73.9	73.6	73.3	73.0	72.7	72.4	72.1	71.9	71.6
0.51	71.3	71.0	70.7	70.5	70.2	69.9	69.6	69.4	69.1	68.8
0.52	68.6	68.3	68.1	67.8	67.5	67.3	67.0	66.8	66.5	66.3
0.53	66.0	65.8	65.5	65.3	65.0	64.8	64.5	64.3	64.1	63.8
0.54	63.6	63.4	63.1	62.9	62.7	62.4	62.2	62.0	61.7	61.5
0.55	61.3	61.1	60.9	60.6	60.4	60.2	60.0	59.8	59.6	59.3
0.56	59.1	58.9	58.7	58.5	58.3	58.1	57.9	57.7	57.5	57.3
0.57	57.1	56.9	56.7	56.5	56.3	56.1	55.9	55.7	55.5	55.3
0.58	55.1	54.9	54.7	54.6	54.4	54.2	54.0	53.8	53.6	53.4
0.59	53.3	53.1	52.9	52.7	52.6	52.4	52.2	52.0	51.9	51.7
0.60	51.5	51.3	51.2	51.0	50.8	50.7	50.5	50.3	50.2	50.0
0.61	49.8	49.7	49.5	49.4	49.2	49.0	48.9	48.7	48.6	48.4
0.62	48.2	48.1	47.9	47.8	47.6	47.5	47.3	47.2	47.0	46.9
0.63	46.7	46.6	46.4	46.3	46.1	46.0	45.8	45.7	45.6	45.4
0.64	45.3	45.1	45.0	44.8	44.7	44.6	44.4	44.3	44.2	44.0
0.65	43.9	43.8	43.6	43.5	43.4	43.2	43.1	43.0	42.8	42.7
0.66	42.6	42.4	42.3	42.2	42.1	41.9	41.8	41.7	31.6	41.4
0.67	41.3	41.2	41.1	40.9	40.8	40.7	40.6	40.5	40.3	40.2
0.68	40.1	40.0	39.9	39.8	39.6	39.5	39.4	39.3	39.2	39.1
0.69	39.0	38.8	38.7	38.6	38.5	38.4	38.3	38.2	38.1	38.0
0.70	37.8	37.7	37.6	37.5	37.4	37.3	37.2	37.1	37.0	36.9
0.71	36.8	36.7	36.6	36.5	36.4	36.3	36.2	36.1	36.0	35.9
0.72	35.8	35.7	35.6	35.5	35.4	35.3	35.2	35.1	35.0	34.9
0.73	34.8	34.7	34.6	34.5	34.4	34.3	34.2	34.1	34.0	34.0
0.74	33.9	33.8	33.7	33.6	33.5	33.4	33.3	33.2	33.1	33.1
0.75	33.0	32.9	32.8	32.7	32.6	32.5	32.4	32.4	32.3	32.2
0.76	32.1	32.0	31.9	31.8	31.8	31.7	31.6	31.5	31.4	31.4
0.77	31.3	31.2	31.1	31.0	30.9	30.9	30.8	30.7	30.7	30.6
0.78	30.5	30.4	30.3	30.3	30.2	30.1	30.0	29.9	29.9	29.8
0.79	29.7	29.6	29.6	29.5	29.4	29.3	29.3	29.2	29.1	29.1
0.80	29.0	28.9	28.8	28.8	28.7	28.7	28.6	28.5	28.4	28.3
0.81	28.3	28.2	28.1	28.0	28.0	27.9	27.8	27.8	27.7	27.7
0.82	27.6	27.5	27.4	27.4	27.3	27.3	27.2	27.1	27.0	27.0
0.83	26.9	26.8	26.8	26.7	26.7	26.6	26.5	26.5	26.4	26.3
0.84	26.3	26.2	26.2	26.1	26.0	26.0	25.9	25.8	25.8	25.7
0.85	25.7	25.6	25.6	25.5	25.4	25.4	25.3	25.3	25.2	25.1
0.86	25.1	25.0	25.0	24.9	24.8	24.8	24.7	24.7	24.6	24.6
0.87	24.5	24.4	24.4	24.3	24.3	24.2	24.2	24.1	24.1	24.0
0.88	24.0	23.9	23.8	23.8	23.7	23.7	23.6	23.6	23.5	23.5
0.89	23.4	23.4	23.3	23.3	23.2	23.2	23.1	23.0	23.0	22.9
0.90	22.9	22.8	22.8	22.7	22.7	22.6	22.6	22.5	22.5	22.4
0.91	22.4	22.3	22.3	22.3	22.2	22.2	22.1	22.1	22.0	22.0
0.92	21.9	21.9	21.8	21.8	21.7	21.7	21.6	21.6	21.5	21.5
0.93	21.4	21.4	21.4	21.3	21.3	21.2	21.2	21.1	21.1	21.0
0.94	21.0	20.9	20.9	20.8	20.8	20.8	20.7	20.7	20.6	20.6
0.95	20.5	20.5	20.5	20.4	20.4	20.3	20.3	20.2	20.2	20.2
0.96	20.1	20.1	20.0	20.0	19.96	19.91	19.87	19.83	19.79	19.75
0.97	19.71	19.67	19.63	19.59	19.55	19.51	19.47	19.43	19.39	19.35
0.98	19.31	19.27	19.23	19.19	19.15	19.11	19.07	19.04	19.00	18.96
0.99	18.92	18.88	18.84	18.81	18.77	18.73	18.69	18.66	18.62	18.58
1.00	18.54	18.51	18.47	18.43	18.39	18.36	18.32	18.29	18.25	18.21
1.01	18.18	18.14	18.11	18.07	18.04	18.00	17.96	17.93	17.89	17.85
1.02	17.83	17.79	17.76	17.72	17.69	17.65	17.62	17.58	17.55	17.51
1.03	17.48	17.45	17.41	17.38	17.34	17.31	17.28	17.24	17.21	17.17
1.04	17.14	17.11	17.08	17.05	17.01	16.98	16.95	16.92	16.88	16.85
1.05	16.82	16.79	16.76	16.72	16.69	16.66	16.63	16.59	16.56	16.53
1.06	16.50	16.47	16.44	16.41	16.38	16.35	16.32	16.29	16.26	16.23
1.07	16.20	16.17	16.14	16.11	16.08	16.05	16.02	15.99	15.96	15.93
1.08	15.90	15.87	15.84	15.81	15.78	15.75	15.72	15.69	15.67	15.64
1.09	15.61	15.58	15.55	15.52	15.49	15.47	15.44	15.41	15.38	15.35
1.10	15.33	15.30	15.27	15.24	15.22	15.19	15.16	15.13	15.11	15.08
1.11	15.05	15.02	14.99	14.97	14.94	14.92	14.89	14.86	14.84	14.81
1.12	14.78	14.76	14.73	14.70	14.68	14.65	14.63	14.60	14.57	14.55
1.13	14.52	14.49	14.47	14.45	14.42	14.39	14.37	14.35	14.32	14.29
1.14	14.27	14.24	14.22	14.19	14.17	14.14	14.12	14.09	14.07	14.05
1.15	14.02	13.99	13.97	13.95	13.93	13.90	13.88	13.85	13.83	13.81
1.16	13.78	13.76	13.73	13.71	13.69	13.66	13.64	13.62	13.59	13.57
1.17	13.54	13.52	13.50	13.48	13.45	13.43	13.41	13.39	13.38	13.34
1.18	13.32	13.29	13.27	13.25	13.23	13.21	13.19	13.16	13.14	13.12

续表 8.4-10

压痕对角线/mm	0.000	0.001	0.002	0.003	0.004	0.005	0.006	0.007	0.008	0.009
1.19	13.10	13.07	13.05	13.03	13.01	12.99	12.96	12.94	12.92	12.90
1.20	12.88	12.86	12.84	12.81	12.79	12.77	12.75	12.73	12.71	12.69
1.21	12.67	12.64	12.62	12.60	12.58	12.56	12.54	12.52	12.50	12.48
1.22	12.46	12.44	12.42	12.40	12.38	13.36	12.34	12.32	12.30	12.28
1.23	12.26	12.24	12.22	12.19	12.18	12.16	12.14	12.12	12.10	12.08
1.24	12.06	12.04	12.02	12.00	11.98	11.96	11.94	11.92	11.91	11.89
1.25	11.87	11.85	11.83	11.81	11.79	11.77	11.75	11.73	11.71	11.69
1.26	11.68	11.66	11.63	11.62	11.61	11.59	11.57	11.55	11.54	11.52
1.27	11.50	11.48	11.46	11.44	11.42	11.40	11.39	11.37	11.35	11.33
1.28	11.32	11.30	11.28	11.26	11.25	11.23	11.21	11.19	11.18	11.16
1.29	11.14	11.12	11.11	11.09	11.07	22.06	11.04	11.02	11.01	10.99
1.30	10.97	10.95	10.94	10.92	10.91	10.89	10.87	10.85	10.84	10.82
1.31	10.80	10.79	10.77	10.75	10.74	10.72	10.70	10.68	10.66	10.65
1.32	10.64	10.62	10.61	10.59	10.58	10.56	10.55	10.53	10.51	10.49
1.33	10.48	10.46	10.45	10.44	10.42	10.40	10.39	10.37	10.36	10.34
1.34	10.33	10.31	10.29	10.28	10.27	10.25	10.24	10.22	10.21	10.19
1.35	10.18	10.16	10.15	10.13	10.12	10.10	10.09	10.07	10.06	10.04
1.36	10.03	10.01	10.00	9.98	9.97	9.95	9.94	9.92	9.91	9.89
1.37	9.88	9.87	9.85	9.84	9.82	9.81	9.79	9.78	9.77	9.75
1.38	9.74	9.72	9.71	9.70	9.68	9.67	9.65	9.64	9.63	9.61
1.39	9.60	9.58	9.57	9.56	9.54	9.53	9.52	9.50	9.49	9.47
1.40	9.46	9.45	9.43	9.42	9.41	9.39	9.38	9.37	9.35	9.34
1.41	9.33	9.31	9.30	9.29	9.27	9.26	9.25	9.24	9.22	9.21
1.42	9.20	9.18	9.17	9.16	9.15	9.13	9.12	9.11	9.09	9.08
1.43	9.07	9.05	9.04	9.03	9.02	9.01	8.99	8.98	8.97	8.96
1.44	8.94	8.93	8.92	8.91	8.89	8.88	8.87	8.86	8.84	8.83
1.45	8.82	8.81	8.80	8.78	8.77	8.76	8.75	8.74	8.72	8.71
1.46	8.70	8.69	8.68	8.66	8.65	8.64	8.63	8.62	8.60	8.59
1.47	8.58	8.57	8.56	8.55	8.54	8.52	8.51	8.50	8.49	8.48
1.48	8.47	8.45	8.44	8.43	8.42	8.41	8.40	8.39	8.38	8.36
1.49	8.35	8.34	8.33	8.32	8.31	8.30	8.29	8.27	8.26	8.25
1.50	8.24	8.23	8.22	8.21	8.20	8.19	8.18	8.17	8.15	8.14
1.51	8.13	8.12	8.11	8.10	8.09	8.08	8.07	8.06	8.05	8.04
1.52	8.03	8.02	8.01	7.99	7.98	7.97	7.96	7.95	7.94	7.93
1.53	7.92	7.91	7.90	7.89	7.88	7.87	7.86	7.85	7.84	7.83
1.54	7.82	7.81	7.80	7.79	7.78	7.77	7.76	7.75	7.74	7.73
1.55	7.72	7.71	7.70	7.69	7.68	7.67	7.66	7.65	7.64	7.63
1.56	7.62	7.61	7.60	7.59	7.58	7.57	7.56	7.55	7.54	7.53
1.57	7.52	7.51	7.50	7.49	7.485	7.475	7.466	7.456	7.447	7.438
1.58	7.428	7.419	7.409	7.400	7.391	7.381	7.372	7.363	7.354	7.344
1.59	7.335	7.326	7.317	7.307	7.298	7.289	7.280	7.271	7.262	7.253
1.60	7.244	7.235	7.226	7.217	7.208	7.199	7.190	7.181	7.172	7.163
1.61	7.154	7.145	7.136	7.127	7.119	7.110	7.101	7.092	7.083	7.075
1.62	7.066	7.057	7.048	7.040	7.031	7.022	7.014	7.005	6.997	6.988
1.63	6.979	6.971	6.962	6.954	6.945	6.937	6.928	6.920	6.911	6.903
1.64	6.895	6.886	6.878	6.869	6.861	6.853	6.844	6.836	6.828	6.820
1.65	6.811	6.803	6.795	6.787	6.778	6.700	6.762	6.754	6.746	6.738
1.66	6.729	6.721	6.713	6.705	6.697	6.689	6.681	6.673	6.665	6.657
1.67	6.649	6.641	6.633	6.625	6.617	6.609	6.602	6.594	6.586	6.578
1.68	6.570	6.562	6.555	6.547	6.539	6.531	6.524	6.516	6.508	6.500
1.69	6.493	6.485	6.477	6.470	6.462	6.454	6.447	6.439	6.432	6.424
1.70	6.416	6.409	6.401	6.394	6.386	6.379	6.371	6.364	6.357	6.349
1.71	6.342	6.334	6.327	6.319	6.312	6.305	6.297	6.290	6.283	6.275
1.72	6.268	6.261	6.254	6.246	6.239	6.232	6.225	6.217	6.210	6.203
1.73	6.196	6.189	6.182	6.174	6.167	6.160	6.153	6.146	6.139	6.132
1.74	6.125	6.118	6.111	6.104	6.097	6.090	6.083	6.076	6.069	6.062
1.75	6.055	6.048	6.041	6.034	6.027	6.021	6.014	6.007	6.000	5.993
1.76	5.986	5.979	5.973	5.966	5.959	5.953	5.946	5.939	5.932	5.926
1.77	5.919	5.912	5.906	5.899	5.892	5.886	5.879	5.872	5.866	5.859
1.78	5.853	5.846	5.840	5.833	5.826	5.820	5.813	5.807	5.800	5.794
1.79	5.787	5.781	5.775	5.768	5.762	5.755	5.749	5.742	5.736	5.730
1.80	5.723	5.717	5.711	5.704	5.698	5.692	5.685	5.679	5.673	5.667
1.81	5.660	5.654	5.648	5.642	5.635	5.629	5.623	5.617	5.611	5.604
1.82	5.598	5.592	5.586	5.580	5.574	5.568	5.562	5.555	5.549	5.543
1.83	5.537	5.531	5.525	5.519	5.513	5.507	5.501	5.495	5.489	5.483
1.84	5.477	5.471	5.465	5.459	5.453	5.448	5.442	5.436	5.430	5.424
1.85	5.418	5.412	5.406	5.401	5.395	5.389	5.383	5.377	5.372	5.366
1.86	5.360	5.354	5.349	5.343	5.337	5.331	5.326	5.320	5.314	5.309
1.87	5.303	5.297	5.292	5.286	5.280	5.275	5.269	5.263	5.258	5.252
1.88	5.247	5.241	5.235	5.230	5.224	5.219	5.213	5.208	5.202	5.197
1.89	5.191	5.186	5.180	5.175	5.169	5.164	5.158	5.153	5.148	5.142
1.90	5.137	5.131	5.126	5.121	5.115	5.110	5.104	5.099	5.094	5.088
1.91	5.083	5.078	5.072	5.067	5.062	5.057	5.051	5.046	5.041	5.036
1.92	5.030	5.025	5.020	5.015	5.009	5.004	4.999	4.994	4.989	4.983
1.93	4.978	4.973	4.968	4.963	4.958	4.953	4.947	4.942	4.937	4.932
1.94	4.927	4.922	4.917	4.912	4.907	4.902	4.897	4.892	4.887	4.882
1.95	4.877	4.872	4.867	4.862	4.857	4.852	4.847	4.842	4.837	4.832
1.96	4.827	2.822	4.817	4.812	4.807	4.803	4.798	4.793	4.788	4.783
1.97	4.778	4.773	4.769	4.764	4.759	4.754	4.749	4.744	4.740	4.735
1.98	4.730	4.725	4.721	4.716	4.711	4.706	4.702	4.697	4.692	4.687
1.99	4.683	4.678	4.673	4.669	4.664	4.659	4.655	4.650	4.645	4.641

注：表中范围以外的压痕对角线长度，可先将压痕对角线长度数值的小数点移动，变成表中所有的数值，查得硬度值后再将小数点向相反方向移动。如压痕对角线长度的小数点向右移动一位，则硬度值的小数点应向相左移动二位，反之亦然。

表 8.4-11　球面（凸形）维氏硬度修正系数

d/D	修正系数	d/D	修正系数	d/D	修正系数
0.004	0.995	0.055	0.945	0.122	0.895
0.009	0.990	0.061	0.940	0.130	0.890
0.013	0.985	0.067	0.935	0.139	0.885
0.016	0.980	0.073	0.930	0.147	0.880
0.023	0.975	0.079	0.925	0.156	0.875
0.028	0.970	0.086	0.920	0.165	0.870
0.033	0.965	0.093	0.915	0.175	0.865
0.038	0.960	0.100	0.910	0.185	0.860
0.043	0.955	0.107	0.905	0.195	0.855
0.049	0.950	0.114	0.900	0.206	0.850

表 8.4-12　球面（凹形）维氏硬度修正系数

d/D	修正系数	d/D	修正系数	d/D	修正系数
0.004	1.005	0.041	1.055	0.071	1.105
0.008	1.010	0.045	1.060	0.074	1.110
0.012	1.015	0.048	1.065	0.077	1.115
0.016	1.020	0.051	1.070	0.079	1.120
0.020	1.025	0.054	1.075	0.082	1.125
0.024	1.030	0.057	1.080	0.084	1.130
0.028	1.035	0.060	1.085	0.087	1.135
0.031	1.040	0.063	1.090	0.089	1.140
0.035	1.045	0.066	1.095	0.091	1.145
0.038	1.050	0.069	1.100	0.094	1.150

表 8.4-13　圆柱面（凸形）维氏硬度修正系数
（对角线与轴成 45°）

d/D	修正系数	d/D	修正系数	d/D	修正系数
0.009	0.995	0.071	0.960	0.139	0.925
0.017	0.990	0.081	0.955	0.149	0.920
0.026	0.985	0.090	0.950	0.159	0.915
0.035	0.980	0.100	0.945	0.169	0.910
0.044	0.975	0.109	0.940	0.179	0.905
0.035	0.970	0.119	0.935	0.189	0.900
0.062	0.965	0.129	0.930	0.200	0.895

表 8.4-14　圆柱面（凹形）维氏硬度修正系数
（对角线与轴成 45°）

d/D	修正系数	d/D	修正系数	d/D	修正系数
0.009	1.005	0.089	1.055	0.162	1.105
0.017	1.010	0.097	1.060	0.169	1.110
0.025	1.015	0.104	1.065	0.176	1.115
0.034	1.020	0.112	1.070	0.183	1.120
0.042	1.025	0.119	1.075	0.189	1.125

续表 8.4-14

d/D	修正系数	d/D	修正系数	d/D	修正系数
0.050	1.030	0.127	1.080	0.196	1.130
0.058	1.035	0.134	1.085	0.203	1.135
0.066	1.040	0.141	1.090	0.209	1.140
0.074	1.045	0.148	1.095	0.216	1.145
0.082	1.050	0.155	1.100	0.222	1.150

表 8.4-15　圆柱面（凸形）维氏硬度修正系数
（对角线平行于轴）

d/D	修正系数	d/D	修正系数	d/D	修正系数
0.009	0.995	0.054	0.975	0.126	0.955
0.019	0.990	0.068	0.970	0.153	0.950
0.029	0.985	0.085	0.965	0.189	0.945
0.041	0.980	0.104	0.960	0.243	0.940

表 8.4-16　圆柱面（凹形）维氏硬度修正系数
（对角线平行于轴）

d/D	修正系数	d/D	修正系数	d/D	修正系数
0.008	1.005	0.067	1.055	0.103	1.105
0.016	1.010	0.071	1.060	0.105	1.110
0.023	1.015	0.076	1.065	0.108	1.115
0.030	1.020	0.079	1.070	0.111	1.120
0.036	1.025	0.083	1.075	0.113	1.125
0.042	1.030	0.087	1.080	0.116	1.130
0.048	1.035	0.090	1.085	0.119	1.135
0.053	1.040	0.093	1.090	0.120	1.140
0.058	1.045	0.097	1.095	0.123	1.145
0.063	1.050	0.100	1.100	0.125	1.150

（2）小负荷维氏硬度

小负荷维氏硬度测试时的施加载荷在 1.961 ~ 29.43 N，常用来测定表面淬火层的硬化深度和化学热处理零件表面硬度以及小件和薄件的硬度，硬度的表示方法列于表 8.4-17，测试结果同样可根据压痕对角线长度由表 8.4-10 中查得，方法是用 1.961 N、2.942 N、4.903 N、9.807 N、19.61 N、24.52 N或 29.42 N 载荷测得的压痕对角线长度在表 8.4-10 中查得硬度值，分别乘以 0.02、0.033、0.05、0.1、0.2、0.25 或 0.333 即可。

表 8.4-17　小负荷维氏硬度标记方法

硬度符号	施加载荷/N	硬度符号	施加载荷/N
HV0.2	1.961	HV1	9.807
HV0.3	12.942	HV2	19.61
HV0.5	4.903	HV2.5	24.52
		HV3	29.42

（3）显微硬度

显微硬度用来测试显微组织中各别相的硬度以及化学热处理渗层的硬度，可视为微观维氏硬度，其施加载荷的单位不是牛顿（N）而是克（g），常用的载荷和硬度标记方法如

表 8.4-18。显微硬度的数值也可根据所测得的压痕对角线长度由表 8.4-10 查得。

表 8.4-18 显微硬度标记方法

硬度符号	施加载荷/g	硬度符号	施加载荷/g
HV0.01	10	HV0.1	100
HV0.02	20	HV0.2	200
HV0.05	50	HV0.5	500

1.4 肖氏硬度和里氏硬度

肖氏硬度计是一种轻便手提式硬度计，操作方便，适用于轧辊、曲轴等高硬度大型零件。肖氏硬度（HS）是一种回跳式硬度试验，它是以一定重量的冲头从一定高度自由下落到被测表面上，靠冲头中残留的储能使冲头反弹，以回跳的高度确定被测零件的硬度。因此，测试时需将硬度计垂直放于被测零件表面，以保证冲头垂直下落。HS-D 型肖氏硬度计可直接从表盘中读出测得的硬度值，并可参照表 8.4-19 换算成洛氏硬度。

表 8.4-19 肖氏硬度与洛氏硬度换算表

HRC	HS	HRC	HS	HRC	HS	HRC	HS
68.0	97	56.0	75	35.5	48	96.4	33
67.5	96	54.7	73	34.3	47	94.6	32
67.0	95	53.5	71	33.1	46	93.8	31
66.4	93	52.1	70	32.1	45	92.8	30
65.9	92	51.0	68	30.9	43	91.9	29
65.3	91	49.6	66	28.8	41	90.0	28
64.7	90	48.5	65	27.6	40	89.0	27
64.0	88	47.1	63	26.6	39	86.8	26
63.3	87	45.7	61	25.4	38	85.0	25
62.5	86	44.5	59	24.2	37	80.8	25
61.7	84	43.1	58	22.8	36	78.7	22
61.0	83	41.8	56	21.7	35	76.4	21
60.0	81	40.4	54	20.5	34	72.0	20
59.2	80	39.1	52			69.8	19
58.7	79	37.9	51			67.6	18
57.3	77	36.6	50			65.7	15

注：表中数值摘自 ASTM 标准，所列洛氏硬度基准和我国采用的略有差别，使用时应予以注意。

里氏硬度（HL）是一种新型的反弹式硬度测量方法，其冲击体不是靠自由下落储能回跳，而是用标准弹簧力打向被测零件的表面，因此其测量角度和精确度均较高。里氏硬度计体积很小，便于携带，常用于大型铸锻件、永久组装部件、难于接近或有限空间处零件的硬度测量，也可用于大型工件的硬度分布差异测试。里氏硬度计配有便携式微机联用，可自动转换成洛氏硬度、布氏硬度、维氏硬度或肖氏硬度，并可直接打印出测量结果。

HL-D 型理氏硬度计的测量范围列于表 8.4-20，被测表面的粗糙度应达到 $R_a = 2\ \mu m$，表面应清洁，不得有油污，被测零件的重量 ≥ 100 g，厚度 ≥ 5 mm，硬化层深度 > 0.8 mm。

表 8.4-20 HL-D 型理氏硬度计的测量范围

测量范围	HL（D 型）	相当的静载硬度
钢	300 ~ 800	80 ~ 650 HB
	300 ~ 890	80 ~ 940 HV
	510 ~ 890	20 ~ 68 HRC
铝铸件	200 ~ 560	30 ~ 160 HBS
铸铁	360 ~ 660	90 ~ 380 HBS
黄铜	200 ~ 550	40 ~ 170 HBS
铜合金	200 ~ 690	45 ~ 315 HBS

1.5 硬度与强度及各种硬度之间的换算

根据试验研究总结出的经验公式，抗拉强度 σ_b 与布氏硬度之间有近似关系为：

$$\sigma_b = K \times HB \qquad (8.4\text{-}7)$$

对于钢铁材料，$K = 0.33 \sim 0.36$；对于铜合金及不锈钢，$K = 0.40 \sim 0.55$。

钢铁材料的旋转弯曲疲劳极限 σ_{-1} 与布氏硬度之间的近似关系为：

$$\sigma_{-1} = \frac{1}{2}\sigma_b = \frac{1}{6}HB \qquad (8.4\text{-}8)$$

表 8.4-21 和表 8.4-22 列出了钢铁零件硬度和强度的换算值。

表 8.4-21 黑色金属硬度及强度换算表（一）

硬度								抗拉强度/9.8 MPa									
洛氏		表面洛氏			维氏	布氏											
HRC	HRA	15 - N	30 - N	45 - N	HV	HB $30D^2$	d/mm (10/3 000)	碳钢	铬钢	铬钒钢	铬镍钢	铬钼钢	铬镍钼钢	铬锰硅钢	超高强度钢	不锈钢	不分钢种
70.0	86.6				1 037												
69.5	86.3				1 017												
69.0	86.1				997												
68.5	85.8				978												
68.0	85.5				959												
67.5	85.2				941												
67.0	85.0				923												
66.5	84.7				906												
66.0	84.4				889												
65.5	84.1				872												
65.0	83.9	92.2	81.3	71.7	856												

续表 8.4-21

硬度								抗拉强度/9.8 MPa									
洛氏		表面洛氏			维氏	布氏											
HRC	HRA	15-N	30-N	45-N	HV	HB $30D^2$	d/mm (10/3 000)	碳钢	铬钢	铬钒钢	铬镍钢	铬钼钢	铬镍钼钢	铬锰硅钢	超高强度钢	不锈钢	不分钢种
64.5	83.6	92.1	81.0	71.2	840												
64.0	83.3	91.9	80.6	70.6	825												
63.5	83.1	91.8	80.2	70.1	810												
63.0	82.8	91.7	79.8	69.5	795												
62.5	82.5	91.5	79.4	69.0	780												
62.0	82.8	91.4	79.0	68.4	766												
61.5	82.0	91.2	78.6	67.9	752												
61.0	81.7	91.0	78.1	67.3	739												
60.5	81.4	90.8	77.7	66.8	726												
60.0	81.2	90.6	77.3	66.2	713										269.1		260.7
59.5	80.9	90.4	76.9	65.6	700										262.3		255.1
59.0	80.6	90.2	76.5	65.1	688										255.8		249.6
58.5	80.3	90.0	76.1	64.5	676										249.6		244.3
58.0	80.1	89.8	75.6	63.9	664										243.7		239.1
57.5	79.8	89.6	75.2	63.4	653										238.0		234.1
57.0	79.5	89.4	74.8	62.8	642										232.6		229.3
56.5	79.3	89.1	74.4	62.2	631										227.4		224.6
56.0	79.0	88.9	73.9	61.7	620										222.4		220.1
55.5	78.7	88.6	73.5	61.1	609										217.7		215.7
55.0	78.5	88.4	73.1	60.5	599					206.6	209.8			208.6	213.1		211.5
54.5	78.2	88.1	72.6	59.9	589					203.3	206.1			204.8	208.7		207.4
54.0	77.9	87.9	72.2	59.4	579					200.0	202.5			201.0	204.5		203.4
53.5	77.7	87.6	71.8	58.8	570					196.8	199.0			197.4	200.5		199.5
53.0	77.4	87.4	71.3	58.2	561					193.7	195.5	192.5	198.5	193.8	196.7		195.7
52.5	77.1	87.1	70.9	57.6	551					190.6	192.0	189.3	195.1	190.3	193.0		192.1
52.0	76.9	86.8	70.4	57.1	543				188.1	187.5	188.7	186.1	191.8	187.0	189.4		188.5
51.5	76.6	86.6	70.0	56.5	534				184.1	184.5	185.4	183.0	188.6	183.6	186.0		185.1
51.0	76.3	86.3	69.5	55.9	525	501	2.73		180.3	181.6	182.1	179.9	185.4	180.4	182.7		181.7
50.5	76.1	86.0	69.1	55.3	517	494	2.75		176.7	178.7	179.0	176.9	182.3	177.3	179.5		178.5
50.0	75.8	85.7	68.6	54.7	5.09	488	2.77	174.4	173.1	175.8	175.8	173.9	179.3	174.2	176.5	175.9	175.3
49.5	75.5	85.5	68.2	54.2	501	481	2.79	171.4	169.8	173.0	172.8	171.0	176.2	171.2	173.5	172.3	172.2
49.0	75.3	85.2	67.7	53.6	493	474	2.81	168.6	166.6	170.2	169.8	168.2	173.3	168.3	170.7	168.8	169.2
48.5	75.0	84.9	67.3	53.0	485	468	2.83	165.8	163.5	167.5	166.9	165.4	170.4	165.4	167.9	165.5	166.3
48.0	74.7	84.6	66.8	52.4	478	461	2.85	163.1	160.5	164.9	164.0	162.6	167.6	162.7	165.2	162.3	163.5
47.5	74.5	84.3	66.4	51.8	470	455	2.87	160.6	157.6	162.3	161.2	159.9	164.8	160.0	162.5	159.2	160.8
47.0	74.2	84.0	65.9	51.2	463	449	2.89	158.1	154.9	159.7	158.4	157.3	162.0	157.3	160.0	156.3	158.1
46.5	73.9	83.7	65.5	50.7	456	442	2.91	155.6	152.2	157.2	155.7	154.7	159.3	154.7	157.5	153.5	155.5
46.0	73.7	83.5	65.0	50.1	449	436	2.93	153.3	149.7	154.7	153.1	152.2	156.7	152.2	155.0	150.8	152.9
45.5	73.4	83.2	64.6	49.5	443	430	2.95	151.0	147.2	152.2	150.5	149.7	154.1	149.8	152.6	148.2	150.4
45.0	73.2	82.9	64.1	48.9	436	424	2.97	148.8	144.8	149.8	148.0	147.2	151.6	147.4	150.2	145.7	148.0

续表 8.4-21

硬度								抗拉强度/9.8 MPa									
洛氏		表面洛氏			维氏	布氏											
HRC	HRA	15－N	30－N	45－N	HV	HB $30D^2$	d/mm (10/3 000)	碳钢	铬钢	铬钒钢	铬镍钢	铬钼钢	铬镍钼钢	铬锰硅钢	超高强度钢	不锈钢	不分钢种
44.5	72.9	82.6	63.6	48.3	429	418	2.99	146.6	142.6	147.5	145.5	144.8	149.1	145.0	147.8	143.3	145.7
44.0	72.6	82.3	63.2	47.7	423	413	3.01	144.5	140.3	145.2	143.1	142.5	146.7	142.7	145.5	141.0	143.4
43.5	72.4	82.0	62.7	47.1	417	407	3.03	142.5	138.2	142.9	140.8	140.2	144.3	140.5	143.2	138.7	141.1
43.0	72.1	81.7	62.3	46.5	411	401	3.05	140.5	136.1	140.7	138.5	137.9	142.0	138.4	140.9	136.6	138.9
42.5	71.8	81.4	61.8	45.9	405	396	3.07	138.6	134.1	138.5	136.2	135.7	139.7	136.2	138.5	134.5	136.8
42.0	71.6	81.1	61.3	45.4	399	391	3.09	136.7	132.2	136.4	134.0	133.6	137.5	134.2	136.2	132.5	134.7
41.5	71.3	80.8	60.9	44.8	393	385	3.11	134.8	130.3	134.3	131.9	131.5	135.3	132.2	133.9	130.5	132.7
41.0	71.1	80.5	60.4	44.2	388	380	3.13	133.1	128.4	132.2	129.8	129.4	133.1	130.2	131.5	128.6	130.7
40.5	70.8	80.2	60.0	43.6	382	375	3.15	131.3	126.7	130.2	127.7	127.4	131.0	128.3	129.1	126.8	128.7
40.0	70.5	79.9	59.5	43.0	377	370	3.17	129.6	124.9	128.2	125.7	125.4	129.0	126.4	126.7	125.0	126.8
39.5	70.3	79.6	59.0	42.4	372	365	3.19	127.9	123.2	126.2	123.8	123.5	127.0	124.6	124.3	123.3	125.0
39.0	70.0	79.3	58.6	41.8	367	360	3.21	126.3	121.6	124.3	121.9	121.6	125.0	122.8	121.8	121.6	123.2
38.5		79.0	58.1	41.2	362	355	3.24	124.6	119.9	122.5	120.0	119.7	123.1	121.1	119.3	120.0	121.4
38.0		78.7	57.6	40.6	357	350	3.26	123.1	118.4	120.6	118.2	117.9	121.2	119.4		118.4	119.7
37.5		78.4	57.2	40.0	352	345	3.28	121.5	116.8	118.8	116.5	116.2	119.4	117.7		116.8	118.0
37.0		78.1	56.7	39.4	347	341	3.30	120.0	115.3	117.1	114.8	114.4	117.6	116.1		115.3	116.3
36.5		77.8	56.2	38.8	342	336	3.32	118.5	113.8	115.3	113.1	112.8	115.8	114.6		113.8	114.7
36.0		77.5	55.8	38.2	338	332	3.34	117.0	112.4	113.6	111.5	111.1	114.1	113.0		112.3	113.1
35.5		77.2	55.3	37.6	333	327	3.37	115.6	110.9	112.0	109.9	109.5	112.5	111.5		110.9	111.5
35.0		77.0	54.8	37.0	329	323	3.39	114.1	109.5	110.4	108.4	107.9	110.8	110.1		109.5	110.0
34.5		76.7	54.4	36.5	324	318	3.41	112.7	108.2	108.8	106.9	106.4	109.2	108.6		108.1	108.5
34.0		76.4	53.9	35.9	320	314	3.43	111.3	106.8	107.2	105.4	104.9	107.7	107.3		106.7	107.0
33.5		76.1	53.4	35.3	316	310	3.46	110.0	105.5	105.7	104.0	103.5	106.2	105.9		105.4	105.6
33.0		75.8	53.0	34.7	312	306	3.48	108.6	104.2	104.2	102.7	102.0	104.7	104.6		104.1	104.2
32.5		75.5	52.5	34.1	308	302	3.50	107.3	102.9	102.7	101.3	100.7	103.2	103.3		102.8	102.8
32.0		75.2	52.0	33.5	304	298	3.52	106.0	101.6	101.3	100.1	99.3	101.8	102.0		101.5	101.5
31.5		74.9	51.6	32.9	300	294	3.54	104.7	100.4	99.9	98.8	98.0	100.5	100.8		100.3	100.1
31.0		74.7	51.1	32.3	296	291	3.56	103.4	99.1	98.5	97.6	96.7	99.1	99.6		99.0	98.9
30.5		74.4	50.6	31.7	292	287	3.59	102.1	97.9	97.2	96.4	95.5	97.8	98.5		97.8	97.6
30.0		74.1	50.2	31.1	289	283	3.61	100.9	96.7	95.9	95.3	94.3	96.6	97.3		96.6	96.4
29.5		73.8	49.7	30.5	285	280	3.63	99.7	95.5	94.6	94.2	93.1	95.3	96.2		95.4	95.1
29.0		73.5	49.2	29.9	281	276	3.65	98.4	94.3	93.3	93.2	91.9	94.1	95.1		94.2	94.0
28.5		73.3	48.7	29.3	278	273	3.67	97.2	93.2	92.1	92.2	90.8	93.0	94.1		93.1	92.8
28.0		73.0	48.3	28.7	274	269	3.70	96.1	92.0	90.9	91.2	89.7	91.8	93.0		91.9	91.7
27.5		72.7	47.8	28.1	271	266	3.72	94.9	90.9	89.7	90.2	88.7	90.7	92.0		90.8	90.6
27.0		72.4	47.3	27.5	268	263	3.74	93.7	89.8	88.6	89.3	87.7	89.7	91.0		89.7	89.5
26.5		72.2	46.9	26.9	264	260	3.76	92.6	88.7	87.5	88.4	86.7	88.6	90.1		88.5	88.4
26.0		71.9	46.4	26.3	261	257	3.78	91.4	87.6	86.4	87.6	85.7	87.6	89.2		87.5	87.4
25.5		71.6	45.9	25.7	258	254	3.80	90.3	86.5	85.3	86.8	84.7	86.6	88.2		86.4	86.4
25.0		71.4	45.5	25.1	255	251	3.83	89.2	85.5	84.3	86.0	83.8		87.4		85.3	85.4

续表 8.4-21

硬度								抗拉强度/9.8 MPa									
洛氏		表面洛氏			维氏	布氏											
HRC	HRA	15－N	30－N	45－N	HV	HB $30D^2$	d/mm (10/3 000)	碳钢	铬钢	铬钒钢	铬镍钢	铬钼钢	铬镍钼钢	铬锰硅钢	超高强度钢	不锈钢	不分钢种
24.5		71.1	45.0	24.5	252	248	3.85	88.1	84.4	83.3	85.2	83.0		86.5		84.3	84.4
24.0		70.8	44.5	23.9	249	245	3.87	87.0	83.4	82.3	84.5	82.1		85.6		83.2	83.5
23.5		70.6	44.0	23.3	246	242	3.89	86.0	82.4	81.3	83.8	81.3		84.8		82.2	82.5
23.0		70.3	43.6	22.7	243	240	3.91	84.9	81.4	80.3	83.1	80.5		84.0		81.2	81.6
22.5		70.0	43.1	22.1	240	237	3.93	83.9	80.4	79.4	82.5	79.7		83.2		80.2	80.8
22.0		69.8	42.6	21.5	237	234	3.95	82.9	79.4	78.5	81.9	78.9		82.5		79.2	79.9
21.5		69.5	42.2	21.0	234	232	3.97	81.9	78.5	77.6	81.3	78.2		81.7		78.2	79.1
21.0		69.3	41.7	20.4	231	229	4.00	80.9	77.5	76.7	80.7	77.5		81.0		77.3	78.2
20.5		69.0	41.2	19.8	229	227	4.02	79.9	76.6	75.9	80.2	76.8		80.3		76.4	77.4
20.0		68.8	40.7	19.2	226	225	4.03	79.0	75.7	75.1	79.7	76.1		79.6		75.4	76.7
19.5		68.5	40.3	18.6	223	222	4.05	78.0	74.8	74.3	79.2	75.5		78.9		74.5	75.9
19.0		68.3	39.8	18.0	221	220	4.07	77.1	73.9	73.5	78.8	74.9		78.2		73.7	75.2
18.5		68.0	39.3	17.4	218	218	4.09	76.2	73.1	72.7	78.3	74.3		77.6		72.8	74.4
18.0		67.8	38.9	16.8	216	216	4.11	75.3	72.3	71.9	77.9	73.7		76.9		71.9	73.7
17.5		67.6	38.4	16.2	214	214	4.13	74.4	71.4	71.2	77.5	73.1		76.3		71.1	73.1
17.0		67.3	37.9	15.6	211	211	4.15	73.6	70.6	70.5	77.2	72.6		75.7		70.3	72.4

表 8.4-22　黑色金属硬度及强度换算表（二）

硬度							抗拉强度/9.8 MPa
洛氏	表面洛氏			维氏	布氏		
HRB	15－T	30－T	45－T	HV	HB $10D^2$	d/mm (10/1 000)	
100.0	91.5	81.7	71.7	233			80.3
99.5	91.3	81.4	71.2	23.0			79.3
99.0	91.2	81.0	70.7	227			78.3
98.5	91.1	80.7	70.2	225			77.3
98.0	90.9	80.4	69.6	222			76.3
97.5	90.8	80.1	69.1	219			75.4
97.0	90.6	79.8	68.6	216			74.4
96.5	90.5	79.4	68.1	214			73.5
96.0	90.4	79.1	67.6	211			72.6
95.5	90.2	78.8	67.1	208			71.7
95.0	90.1	78.5	66.5	206			70.8
94.5	89.9	78.2	66.0	203			70.0
94.0	89.8	77.8	65.5	201			69.1
93.5	89.7	77.5	65.0	199			68.3
93.0	89.5	77.2	64.5	196			67.5
92.5	89.4	76.9	64.0	194			66.7
92.0	89.3	76.6	63.4	191			65.9
91.5	89.1	76.2	62.9	189			65.1
91.0	89.0	75.9	62.4	187			64.4
90.5	88.8	75.6	61.9	185			63.6
90.0	88.7	75.3	61.4	183			62.9

续表 8.4-22

硬度							抗拉强度/9.8 MPa
洛氏	表面洛氏			维氏	布氏		
HRB	15－T	30－T	45－T	HV	HB $10D^2$	d/mm (10/1 000)	
89.5	88.6	75.0	60.9	180			62.1
89.0	88.4	74.6	60.3	178			61.4
88.5	88.3	74.3	59.8	176			60.7
88.0	88.1	74.0	59.3	174			60.1
87.5	88.0	73.7	58.8	172			59.4
87.0	87.9	73.4	58.3	170			58.7
86.5	87.7	73.0	57.8	168			58.1
86.0	87.6	72.7	57.2	166			57.5
85.5	87.5	72.4	56.7	165			56.8
85.0	87.3	72.1	56.2	163			56.2
84.5	87.2	71.8	55.7	161			55.6
84.0	87.0	71.4	55.2	159			55.0
83.5	86.9	71.1	54.7	157			54.5
83.0	86.8	70.8	54.1	156			53.9
82.5	86.6	70.5	53.6	154	140	2.98	53.4
82.0	86.5	70.2	53.1	152	138	3.00	52.8
81.5	86.3	69.8	52.6	151	137	3.01	52.3
81.0	86.2	69.5	52.1	149	136	3.02	51.8
80.5	86.1	69.2	51.6	148	134	3.05	51.3
80.0	85.9	68.9	51.0	146	133	3.06	50.8
79.5	85.8	68.6	50.5	145	132	3.07	50.3

续表 8.4-22

硬度							抗拉强度/9.8 MPa
洛氏	表面洛氏			维氏	布氏		
HRB	15-T	30-T	45-T	HV	HB $10D^2$	d/mm (10/1 000)	
79.0	85.7	68.2	50.0	143	130	3.09	49.8
78.5	85.5	67.9	49.5	142	129	3.10	49.4
78.0	85.4	67.6	49.0	140	128	3.11	48.9
77.5	85.2	67.3	48.5	138	127	3.13	48.5
77.0	85.1	67.0	47.9	138	126	3.14	48.0
76.5	85.0	66.6	47.4	136	125	3.15	47.6
76.0	84.8	66.3	46.9	135	124	3.16	47.2
75.5	84.7	66.0	46.4	134	123	3.18	46.8
75.0	84.5	65.7	45.9	132	122	3.19	46.4
74.5	84.4	65.4	45.4	131	121	3.20	46.0
74.0	84.3	65.1	44.8	130	120	3.21	45.6
73.5	84.1	64.7	44.3	129	119	3.23	45.2
73.0	84.0	64.4	43.8	128	118	3.24	44.9
72.5	83.9	64.1	43.3	126	117	3.25	44.5
72.0	83.7	63.8	42.8	125	116	3.27	44.2
71.5	83.6	63.5	42.3	124	115	3.28	43.9
71.0	83.4	63.1	41.7	123	115	3.29	43.5
70.5	83.3	62.8	41.2	122	114	3.30	43.2
70.0	83.2	62.5	40.7	121	113	3.31	42.9
69.5	83.0	62.2	40.2	120	112	3.32	42.6
69.0	82.9	61.9	39.7	119	112	3.33	42.3
68.5	82.7	61.5	39.2	118	111	3.34	42.0
68.0	82.6	61.2	38.6	117	110	3.35	41.8
67.5	82.5	60.9	38.1	116	110	3.36	41.5
67.0	82.3	60.6	37.6	115	109	3.37	41.2
66.5	82.2	60.3	37.1	115	108	3.38	41.0

续表 8.4-22

硬度							抗拉强度/9.8 MPa
洛氏	表面洛氏			维氏	布氏		
HRB	15-T	30-T	45-T	HV	HB $10D^2$	d/mm (10/1 000)	
66.0	82.1	59.9	36.6	114	108	3.39	40.7
65.5	81.9	59.6	36.1	113	107	3.40	40.5
65.0	81.8	59.3	35.5	112	107	3.40	40.3
64.5	81.6	59.0	35.0	111	106	3.41	40.0
64.0	81.5	58.7	34.5	110	106	3.42	39.8
63.5	81.4	58.3	34.0	110	105	3.43	39.6
63.0	81.2	58.0	33.5	109	105	3.43	39.4
62.5	81.1	57.7	32.9	108	104	3.44	39.2
62.0	80.9	57.4	32.4	108	104	3.45	39.0
61.5	80.8	57.1	31.9	107	103	3.46	38.8
61.0	80.7	56.7	31.4	106	103	3.46	38.6
60.5	80.5	56.4	30.9	105	102	3.47	38.5
60.0	80.4	56.1	30.4	105	102	3.48	38.3

1.6　典型硬度计简介

为了能方便地测量各种不同类型零件的硬度，现在已开发出许多具有特殊功能的硬度计。

(1) TH 型洛氏硬度计

台式 TH 型洛氏硬度计具有水平方向的“凸鼻子”结构，能够测量直径 $\phi23$ mm 以上环状零件的内孔表面硬度；可测量直径小于 $\phi3$ mm 圆棒类零件外表面硬度。表 8.4-23 列出了 TH 型洛氏硬度计的主要技术指标。

表 8.4-24 所列便携式内孔硬度计，可快捷地进行现场内孔测试，直接读取 HRC 值。

图 8.4-3 是便携式齿轮硬度计，这种硬度计能方便地在现场测试齿轮表面硬度。表 8.4-25 列出 EMCOTEST 公司生产的便携式齿轮硬度计规格参数。

表 8.4-23　TH 型洛氏硬度计的主要技术指标

型　号	TH300	TH310	TH320
硬度标尺	洛氏 ABCDEFGHKLMPRSV	表面洛氏 15/30/45N/T/W/X/Y	洛氏 ABCDEFGHKLMPRSV，表面洛氏 15/30/45N/T/W/X/Y
分辨力	0.1 洛氏单位		
初试验力	98.07 N/10 kgf	29.42 N/3 kgf	98.07 N/10 kgf，29.42 N/3 kgf
总试验力	588.4 N/60 kgf，980.7 N/100 kgf，1 471 N/150 kgf	147.1 N/15 kgf，294.2 N/30 kgf，441.3 N/45 kgf	588.4 N/60 kgf，980.7 N/100 kgf，1471 N/150 kgf，147.1 N/15 kgf，294.2 N/30 kgf，441.3 N/45 kgf
显示	高清晰背光点阵 LCD		
菜单文本	中文，英文	中文，英文	中文，英文，法文，德文
操作方法	薄膜按键		
测试过程	自动完成		
试验力加载时间	1～50 s，可设定并动态显示、存储		

续表 8.4-23

型　号	TH300	TH310	TH320
辅助功能	上下限设置，超差判别，数据统计，求平均值，标准差，最大最小值；标尺转换，可将测试结果转换为布氏、维氏、里氏、表面洛氏硬度以及拉伸强度 σ_b；曲面修正，对柱面、球面测量结果自动修正	上下限设置，超差判别，数据统计，求平均值，标准差，最大最小值；标尺转换，可将测试结果转换为布氏、维氏、努普强度 σ_b；曲面修正，对柱面、球面测量结果自动修正面修正	上下限设置，超差判别，声音和屏幕显示报警；数据统计，求平均值，标准差，最大最小值；标尺转换，可将测试结果转换为布氏 HB、维氏 HV、里氏 HLD、努普硬度 HK，以及拉伸强度 σ_b；曲面修正，对柱面、球面测量结果自动修正面修正
执行标准	GB/T 2848—1992 JB/T 7409—1994 ISO 6508	GB/T 3773—1993 BSEN 10109—1996 ISO 6508.2、ASTME-18	GB/T 2848—1992 GB/T 3773—1993 JB/T 7409—1994 ISO 6508.2—1999
最大测试空间	垂直方向 250 mm，水平方向 150 mm		
测试零件种类	平面柱面最小外径 3 mm；内环表面最小内径 23 mm		
供电	22 V/110 V，50 Hz，4 A		
尺寸	715 mm × 225 mm × 790 mm	720 mm × 225 mm × 790 mm	720 mm × 240 mm × 815 mm
净重	100 kg	70 kg	100 kg

表 8.4-24　便携式内孔硬度计

型号	测试直径	测孔深度	精　度
N6N	35 ~ 110 mm	120 mm	
N6P	35 ~ 110 mm	400 mm	±2HRC≥20，≤50
N6R	35 ~ 110 mm	900 mm	±21.5HRC≥50，≤60

注：1. 加特殊装置内孔测试直径达 410 mm。
2. 可选择 HRA/HR15N/HR30N/HR45N/HR2.5/62.5 测试方法。

图 8.4-3　便携式齿轮硬度计

表 8.4-25　EMCOTEST 公司生产的便携式齿轮硬度计规格参数

型号	规　格	精　度
NFF	模数 2 ~ 10 最大公法线长度 140 mm 节圆直径 30 ~ 40 mm	
NFN	模数 3 ~ 35 最大公法线长度 400 mm	
NFP	模数 3 ~ 35 最大公法线长度 700 mm	
NFR	模数 3 ~ 35 最大公法线长度 1 000 mm	±2HRC≥(20≤50)
NFS	模数 3 ~ 35 最大公法线长度 1 500 mm	
NFH	内齿模数 >3 公法线长度 80 ~ 118 mm	
N9Y	螺旋面模数 3 ~ 32	

注：1. N7N/N7P/N7R/N7S 带特殊装置时，模数可达 35 ~ 70。
2. 可选择 HRA/HR15N/HR30N/HR45N 测试方法。

(2) 里氏硬度计

现在可供生产使用的里氏硬度计种类已有很多，这类硬度计携带方便，使用灵活。如 TH130、TH132、TH134、TH150 型里氏硬度计（见图 8.4-4），测量范围在 200 ~ 900 HLD，精度为 ±0.8%（HLD = 800），任意角度测量，可自动转换为 HB、HRC、HV、HS，还带有打印机输出接口。

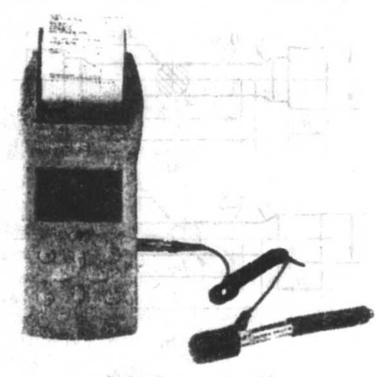


图 8.4-4　里氏硬度计

(3) CV 全能数显手持式硬度计

CV 全能数显手持式硬度计（图 8.4-5）可测试 HB、HRB、HRC、HV、N/mm，五种测试可自由对换。表 8.4-26 列出了 CV 全能数显手持式硬度计的测量范围和分辨率。

图 8.4-5　手持式数显硬度计

表 8.4-26 CV全能数显手持式硬度计的测量范围和分辨率

硬度值	测量范围	分辨率
维氏	35~100	5
布氏	100~500	5
洛氏 B	30~100	1
洛氏 C	20~70	1
N/mm	255~1999	1
邵氏回弹硬度	24~97	1

2 拉伸

拉伸试验是检测材料力学性能的最基本试验方法，可测定出材料的规定非比例伸长应力（比例极限）σ_p、屈服点（屈服极限）σ_s 或规定残余伸长应力（条件屈服极限）$\sigma_{r0.2}$、抗拉强度 σ_b、伸长率 δ、断面收缩率 ψ 以及弹性模量 E 等力学性能指标。

2.1 试样

静拉伸试样分为比例试样和非比例试样两种（包括圆形试样和板状试样），比例试样又分短试样和长试样两种（如图 8.4-6），圆形试样尺寸参照表 8.4-27 和表 8.4-28，其中短试样 $L_0=5d_0$；长试样 $L_0=10d_0$；$L=L_0+d_0$。铸铁拉伸试样的尺寸参照表 8.4-29。板状试样的尺寸可参照国家标准 GB/T 6397－1986 制定。

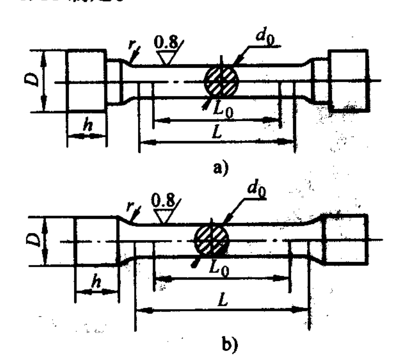


图 8.4-6 拉伸试样

表 8.4-27 圆形试样的外形尺寸 mm

d_0	D		r		h	
	一般 D	螺纹 D	带肩 r	螺纹 r	一般 h	螺纹 h
25	45	M36	5	12.5	30	40
20	34	M30	5	10	25	30
15	28	M24	4	7.5	20	25
10	16	M16	4	5	10	15
8	13	M14	3	4	10	15
6	12	M12	3	3.5	10	12
5	11	M9	3	3.5	10	10

表 8.4-28 圆形试样标距 L_0 内尺寸的允许偏差 mm

公称直径	d_0	L_0	$d_{0max}-d_{0min}$
<10	±0.1	±0.1	0.02
≥10	±0.2	±0.1	0.05

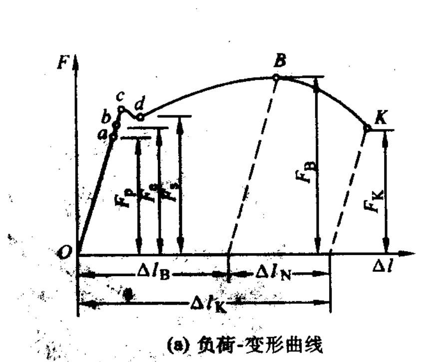
表 8.4-29 圆形铸铁拉伸试样的外形尺寸 mm

毛坯直径	d_0	L_0		D	r_{min}	h_{min}
		灰铸铁	球铁			
13	8	8	40	M12	12	16
18	10		50	M16	15	20
20	13	13	65	M18	30	24
30	20	20	100	M28	45	36
45	30	30	150	M42	68	50

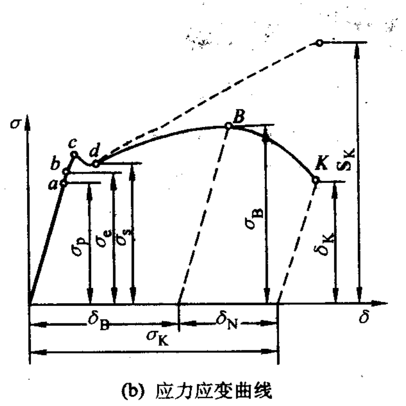
2.2 性能指标的计算

对于塑性较好的材料如碳素结构钢或低合金结构钢，在拉伸试验机上可直接记录出如图 8.4-7a 的负荷与变形关系曲线，利用此曲线可换算出如图 8.4-7b 所示的应力应变曲线，在应力应变曲线上可直接得出各种性能指标数值。

对于高强度材料或脆性材料，在拉伸过程中不产生明显的塑性变形，无明显的屈服点存在，其应力应变曲线如图 8.4-8 所示，在这种应力应变曲线上的性能指标求得方法如下：



(a) 负荷-变形曲线



(b) 应力应变曲线

图 8.4-7 塑性材料的负荷—变形关系曲线和应力应变曲线

(1) 比例极限 σ_P

当应力应变曲线的切线与应力轴夹角 θ' 的正切值 $\tan\theta'$ 较其直线部分与应力轴夹角的正切值 $\tan\theta$ 增加 50%时，切点所对应的应力值即为规定的比例极限，记为 σ_{P50}；如有特殊要求，增加值也可规定为 25%或 10%，分别记为 σ_{P25} 和 σ_{P10}。

(2) 弹性极限 σ_E 和屈服强度 $\sigma_{0.2}$

工程中一般规定以产生 0.005%、0.01%或 0.05%的残

留塑性变形的应力值作为条件弹性极限，分别以 $\sigma_{0.005}$、$\sigma_{0.01}$ 和 $\sigma_{0.05}$ 标记；当试样标距 L_0 的残留塑性变形达到 0.2% 时，相应的应力即为条件屈服强度，记为 $\sigma_{0.2}$。

(3) 相对伸长率 δ 和断面收缩率 ψ

伸长率 δ 和断面收缩率 ψ 显示材料断裂前的塑性变形能力。δ 反映材料的均匀变形能力，ψ 反映材料的局部集中变形能力。

$$\delta = \frac{L_F - L_0}{L_0} \times 100\% \quad (8.4\text{-}9)$$

$$\psi = \frac{S_0 - S_F}{S_0} \times 100\% \quad (8.4\text{-}10)$$

式中 L_0、S_0、L_F、S_F 分别表示试样拉伸前的原始标距长度、原始横截面积、断裂后的标距长度和断裂后的断口处横截面积。

用标准短试样（$L_0 = 5d_0$）测得的伸长率记作 δ_5，用标准长试样（$L_0 = 10d_0$）测得的伸长率记作 δ_{10}。

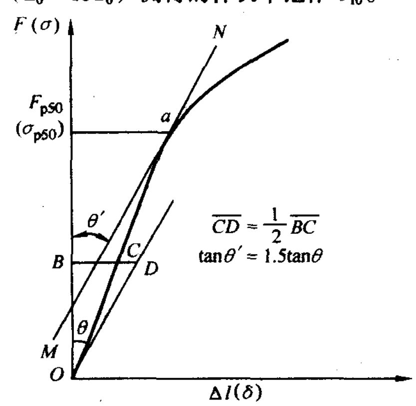


图 8.4-8 高强度材料和脆性材料的应力应变曲线

2.3 缺口拉伸与缺口偏拉伸

为了测定材料在受拉应力状态下对缺口的敏感程度，可做缺口拉伸试验。

(1) 缺口拉伸试样 图 8.4-9

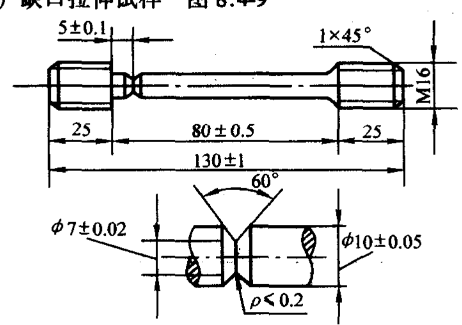


图 8.4-9 缺口拉伸试样

(2) 缺口敏感度

通常用缺口拉伸的抗拉强度 σ_{bN} 与光滑拉伸的抗拉强度 σ_b 之比值 NSR 衡量拉伸条件下的缺口敏感度：

$$\text{NSR} = \sigma_{bN}/\sigma_b \quad (8.4\text{-}11)$$

(3) 缺口偏斜拉伸试验

对于在服役条件下承受附加弯曲力的零件如螺栓等，必要时可作缺口偏斜拉伸试验。缺口偏斜拉伸试验是在试验机的拉伸夹具中加一个带一定斜度的垫圈，常用的偏斜角度为 4°或 8°，相应的缺口强度标记为 σ_{bN}^{4} 或 σ_{bN}^{8}。

2.4 高温拉伸和低温拉伸

为了测定某些特殊材料在一定高温下的强度指标，在拉伸试验机上加一个电阻加热或感应加热的加热装置即可；低温拉伸则需安装一个低温箱，用于冰或液氮作为冷却剂。一些先进的材料试验机如 INSTRON-1255 等，自身就带有高温和低温伸拉试验装置。

3 压缩

压缩试验多用于脆性材料和低塑性材料，可测得与拉伸试验相同的各项强度指标，如图 8.4-10 中的压缩应力-应变曲线所示。

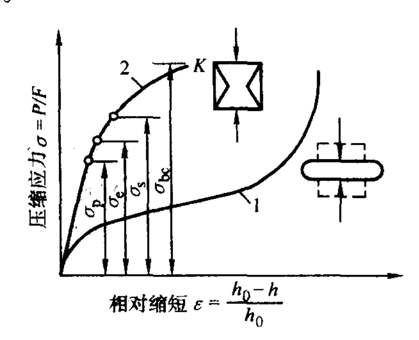


图 8.4-10 压缩应力-应变曲线

压缩试验通常采用圆柱形试样，直径与高度之比为 $d_0 : H_0 = 1:3$，对于不要求精确测定应力-应变关系的质量控制和工艺对比试验，也可采用直径与高度比为 1.5 ~ 2 的短试样；若用于高精度测定弹性模量 E、泊松比 ν、比例极限 σ_P 等，可用直径与高度比为 1:8 的长试样，压缩试样的形状如图 8.4-11。压缩试样的上下端面应精磨平行，试验时应涂油或涂石墨粉予以润滑，减轻端面的摩擦阻力，保证试验结果的准确性。

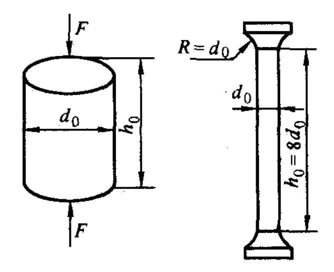


图 8.4-11 压缩试样

4 弯曲

弯曲试验分为三点弯曲和四点弯曲（纯弯曲）两种，加载方式如图 8.4-12 所示。弯曲试验用圆形、方形或矩形试样均可。弯曲试验除获得各项强度指标外，塑性指标以弯曲挠度 f 表示，对于脆性材料或低塑性材料，能较明显地反映出其塑性，亦可作为评定材料韧性的参考数据。弯曲性能的计算方法为：

(1) 三点弯曲

宽度为 B，厚度为 H 的矩形试样：

$$\sigma_{bb} = 1.5PL/BH^2 \quad (8.4\text{-}12)$$

$$f = L^2\varepsilon/6H \quad (8.4\text{-}13)$$

直径为 d 的圆棒试样：

$$\sigma_{bb} = 2.5PL/d^3 \quad (8.4\text{-}14)$$

$$f = L^2\varepsilon/6d \quad (8.4\text{-}15)$$

式中，σ_{bb} 为抗弯强度，MPa；f 为弯曲挠度，mm；P 为弯曲断裂载荷，N；L 为跨距，mm，$L \geq 10H$ 或 $L \geq 10d$；ε 为试样弯曲外层的残留伸长率%。

(2) 四点弯曲

宽度为 B，厚度为 H 的矩形试样：

$$\sigma_{bb} = 1.5P(L - L_0)/BH^2 \qquad (8.4\text{-}16)$$

$$f = L^2\varepsilon/4H \qquad (8.4\text{-}17)$$

直径为 d 的圆棒试样：

$$\sigma_{bb} = 2.5P(L - L_0)/d^3 \qquad (8.4\text{-}18)$$

$$f = L^2\varepsilon/4d \qquad (8.4\text{-}19)$$

式中，L_0 为纯弯曲段的跨距，mm。

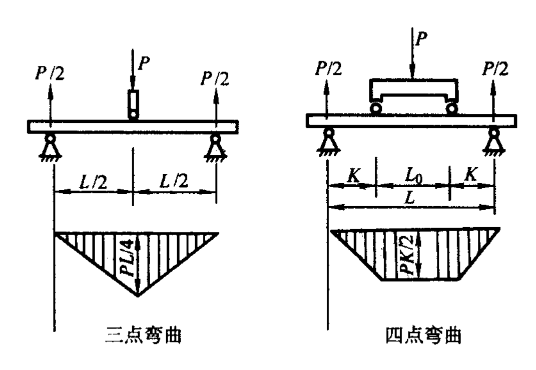


图 8.4-12　弯曲试验的加载方式

5　扭转

扭转试验时最大应力分布于试样表面，对于检测表面强化试件的力学性能最为合适。扭转试样一般为圆柱形，如图 8.4-13 所示。扭转试验可得到如图 8.4-14 的扭矩和扭转角（$M-\varphi$）关系曲线，各项性能指标计算如下：

$$\tau = 5M/d^3 \qquad (8.4\text{-}20)$$

$$\gamma = \varphi d/2L_0 \qquad (8.4\text{-}21)$$

式中，τ 为扭转强度，MPa；γ 为切应变，%；M 为扭矩，N·mm；d 为试样直径，mm；φ 为扭转角，(°)；L_0 为试样标距长度，mm。

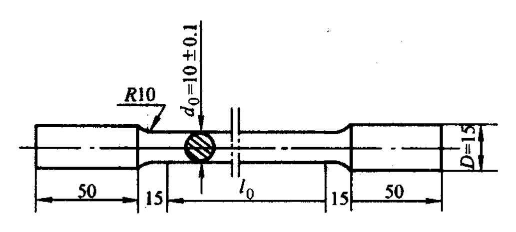


图 8.4-13　扭转试样

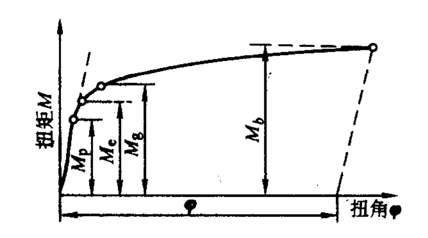


图 8.4-14　扭矩和扭转角（M-φ）关系曲线

6　冲击

（1）试样

冲击试样分为 U 形缺口试样和 V 形缺口试样两种，如图 8.4-15 和图 8.4-16。加工时应注意，试样缺口底部应光滑且无与缺口轴线平行的明显划痕。在无法切取标准尺寸试样的情况下，允许采用 7.5 mm × 10 mm × 55 mm 和 5 mm × 10 mm × 55 mm 的小试样，其缺口为 V 形深 2 mm，开在试样的窄面上，宽度、厚度及缺口处厚度的尺寸偏差均在 ± 0.05 mm。

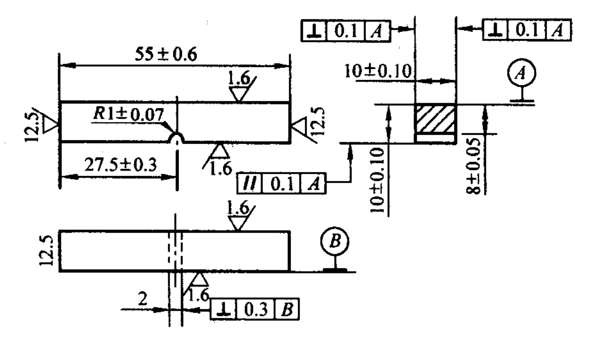


图 8.4-15　U 形缺口冲击试样

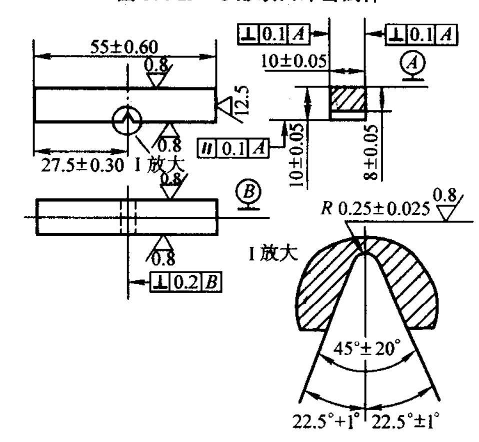


图 8.4-16　V 形缺口冲击试样

（2）试验方法与性能指标

冲击试验如图 8.4-17 所示。试验前应检查摆锤空打是否指零，其偏差不应超过最小分度值的四分之一；试样缺口对称面的偏差应小于 ± 0.2 mm；试验温度一般为（20 ± 5）℃。

试验时直接测得试样在一次冲击负荷下折断时的冲击吸收功 A_{KU} 或 A_{KV}，单位为焦耳（J）。材料的冲击韧度用 a_{KU} 或 a_{KV} 表示，单位为 J/cm² 计算方法是用冲击吸收功除以试样缺口底部处横截面面积所得的商。

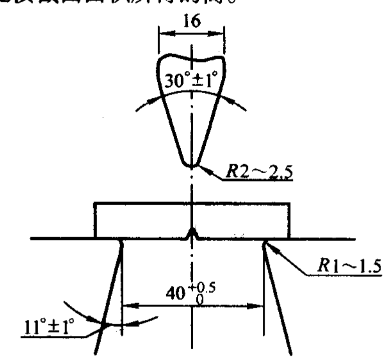


图 8.4-17　冲击试验示意图

（3）高温冲击和低温冲击

高温冲击是在冲击试验机上安装一个管式电阻加热炉，将试样加热到一定温度后由自动装置迅速推至试验机的试样定位处，冲击后得某一高温下的冲击吸收功。低温冲击是将试样浸入盛有低温介质的容器中，对于 − 75℃以上的温度，可用不同比例的干冰与酒精溶液，若需更低的温度，可用不同比例的液氮与酒精配合。低温介质的温度需比确定试验的温度低 2 ~ 3℃，以补偿从试样离开低温介质至被冲断前的温升，并且试样的转移时间应控制在 5 s 之内。

（4）系列冲击试验与韧脆转变温度

在冲击条件下，材料的断裂方式会随试验温度变化而变，即随着温度的降低，韧性断口会转变成准解理断口或沿晶断口。这种转变反映了材料的冷脆性或回火脆性。为了测定材料的韧脆转变温度，常常采用系列冲击试验，即通过不同温度下的冲击试验测得一系列的冲击值而得到如图 8.4-18 所示的韧脆转变曲线，然后以 $\frac{1}{2}$（$A_{Kmax}+A_{Kmin}$）相当的温度或 50%纤维断口相当的温度确定为韧脆转变温度 T_K。

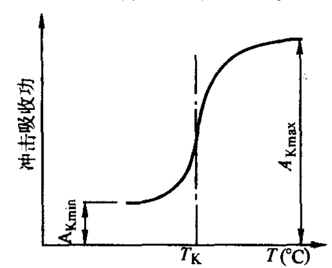


图 8.4-18　材料冲击吸收功随试验温度的变化

7　疲劳

常规的疲劳试验包括旋转弯曲疲劳、轴向拉压疲劳和多次冲击疲劳等。

（1）旋转弯曲疲劳

旋转弯曲疲劳是测定圆形横截面试样在旋转状态下承受弯曲力矩时的疲劳性能，得出条件疲劳极限，绘制出 S-N 曲线图。旋转弯曲疲劳试样承受的应力循环状态如图 8.4-19 所示。图 8.4-20 是 40Cr 钢的旋转弯曲疲劳试验的 S-N 曲线。

旋转弯曲疲劳试样见图 8.4-21，$d=6$ mm、7.5 mm 或 9.5 mm；偏差为 ±0.05 mm；$L=40$ mm；缺口敏感性试验可用图 8.4-21b 试样。

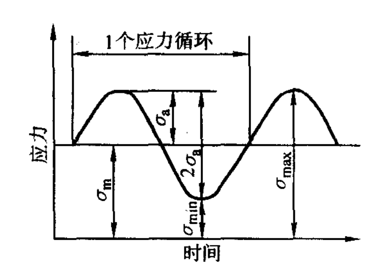


图 8.4-19　旋转弯曲应力循环图

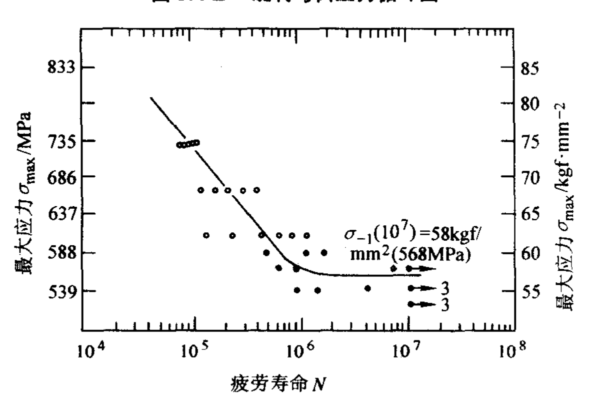


图 8.4-20　旋转弯曲疲劳试验的 S-N 曲线

（2）轴向拉压疲劳

轴向拉压疲劳的试样承受图 8.4-22 中任一类型的循环应力，测出条件疲劳极限后，绘制 S-N 曲线。轴向拉压疲劳试样如图 8.4-23、图 8.4-24 和表 8.4-30。

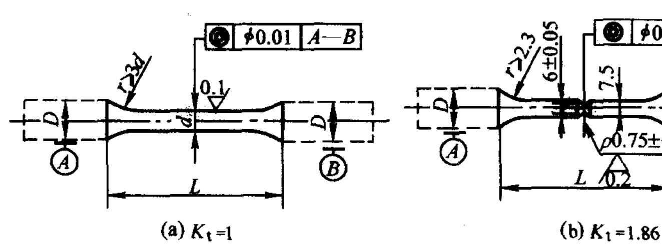


图 8.4-21　旋转弯曲疲劳试样

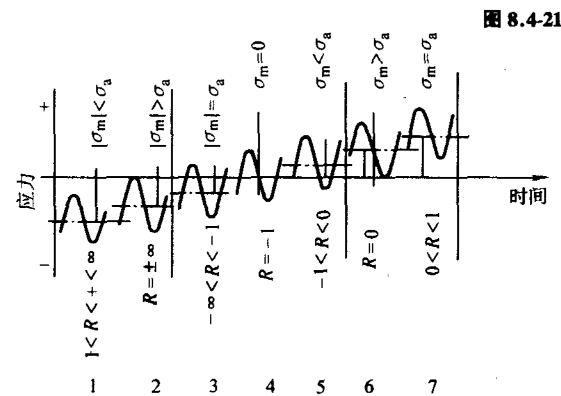


图 8.4-22　轴向拉压疲劳循环应力的类型

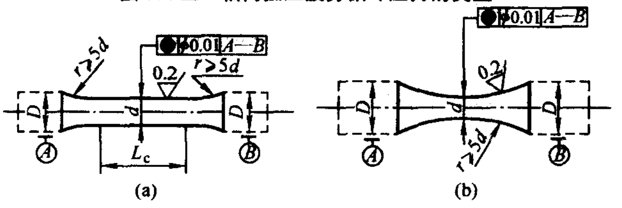


图 8.4-23　轴向拉压疲劳的圆形横截面试样

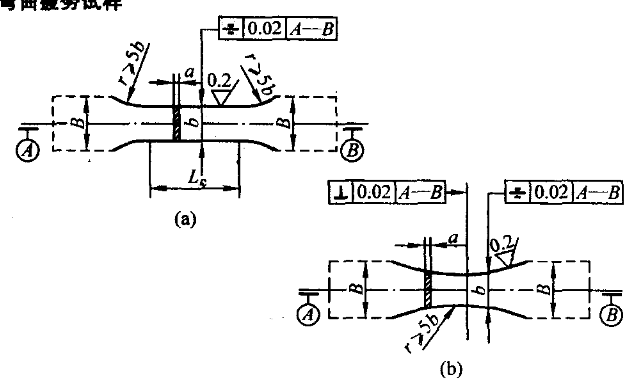


图 8.4-24　轴向拉压疲劳的矩形横截面试样

表 8.4-30　疲劳试样尺寸表

d/mm		ab/mm²	b/mm	r/mm	L_c/mm	D^2/d^2、B/d
标称尺寸	公差	（面积）				
6、8、10	±0.02	≥30	(2～6)a ± 0.02	≥5d 或 5b	≥3d 或 3b	≥1.5

注：循环压缩应力试验时，$L_c<4d$ 或 $<4b$，特殊情况可用 $ab<30$ mm² 试样。

(3) 多次冲击疲劳

多次冲击疲劳也称小能量多次冲击试验，对测定在冲击负荷下服役的材料的疲劳强度针对性较强，加载方式和试样尺寸如图 8.4-25。图 8.4-25 示出的是四点弯曲冲击疲劳试验，有时也可采用三点弯曲或拉伸加载的方式。多次冲击疲劳的试验结果是用冲击能量 A 和相应的破断前冲击次数 N 绘制出 A-N 曲线如图 8.4-26，表示材料的冲击疲劳性能。

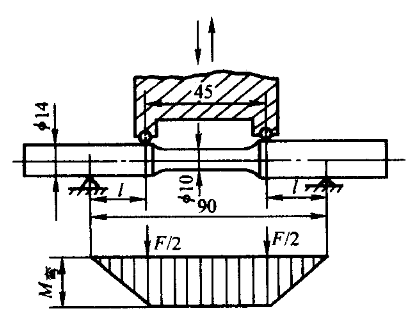


图 8.4-25　多冲弯曲疲劳试验

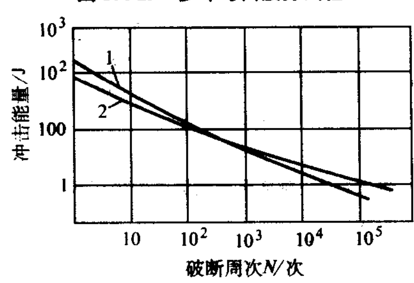


图 8.4-26　多冲弯曲疲劳的 A-N 曲线

(4) 疲劳曲线和疲劳极限

测定疲劳曲线，至少应取 4～5 级应力水平，首先用升降法测得疲劳极限 σ_{-1} ($N \geqslant 10^7$) 作为 S-N 曲线的低应力水平点，其他 3～4 级高应力水平的试验采用成组法，每组约需 5 个试样，所得结果绘制出如图 8.4-20 的 S-N 曲线。

8　断裂韧度

断裂韧度指标，是针对大型锻件如轧辊和发电机转子以及高压容器等高强度材料提出的裂纹失稳扩展条件判据。线弹性开裂材料的断裂韧度 K_{Ic} 表示，单位是 $\mathrm{MPa \cdot m^{1/2}}$，弹塑性开裂材料的断裂韧度用 δ_c 和 J_{Ic} 表示。下面介绍线弹性开裂断裂韧度即平面应变断裂韧度 K_{Ic} 的测试方法。

(1) 试样

测试 K_{Ic} 的常用方法有三点弯曲和紧凑拉伸两种，试样尺寸如图 8.4-27 和图 8.4-28。试样上的缺口可用钼丝切割，然后在疲劳试验机上预制疲劳裂纹，疲劳裂纹的长度应从钼丝切口顶端扩展至少 1.3 mm。

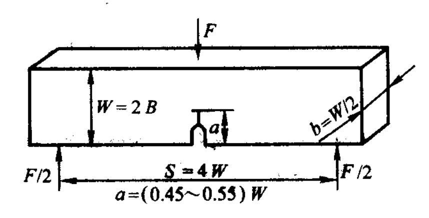


图 8.4-27　三点弯曲断裂韧度试样

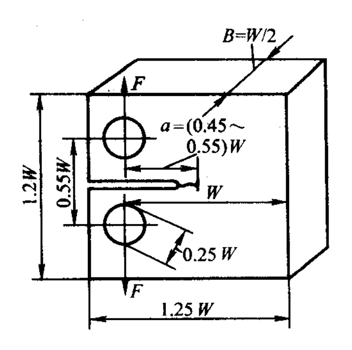


图 8.4-28　紧凑拉伸断裂韧度试样

(2) P-V 曲线

试验测得的载荷 P 与裂纹嘴张开位移 V 的关系曲线有三种形式如图 8.4-29。标准规定，从坐标原点作此试验曲线斜率低 5% 的斜线与试验曲线相交，由交点 P_5 起以左的最高载荷定为 P_Q 用以计算 K_{Ic}。

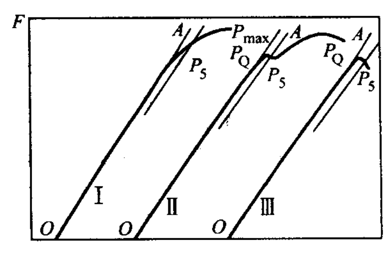


图 8.4-29　P-V 曲线的三种形式

(3) K_{Ic} 的计算和判定

三点弯曲试验：

$$K_{\mathrm{Ic}} = \frac{P_Q S}{BW^{3/2}} \times \frac{1}{2(1+2a/W)\left(1-\frac{a}{W}\right)^{3/2}} \times 3\left(\frac{a}{W}\right)^{\frac{1}{2}}$$

$$\left[1.99 - \left(\frac{a}{W}\right)\left(1-\frac{a}{W}\right) \times \left(2.15 - 3.93\frac{a}{W} + 2.7\frac{a^2}{W^2}\right)\right] \tag{8.4-22}$$

紧凑拉伸试验：

$$K_{\mathrm{Ic}} = \frac{P_Q}{BW^{1/2}} \times \frac{1}{\left(1-\frac{a}{W}\right)^{3/2}} \times \left(2+\frac{a}{W}\right)$$

$$\left[0.886 + 4.64\frac{a}{W} - 13.32\left(\frac{a}{W}\right)^2 + 14.72\left(\frac{a}{W}\right)^3 - 5.6\left(\frac{a}{W}\right)^4\right] \tag{8.4-23}$$

公式中的裂纹长度 a 应取测量均分五点的平均值。

用式 (8.4-22) 和式 (8.4-23) 计算出的 K_{Ic} 是否有效，需进行如下判断：

1) 是否符合 $B \geqslant 2.5\left(\frac{K_{\mathrm{Ic}}}{\sigma_s}\right)^2$；

2) $P_{\max}/P_Q \leqslant 1.1$

关于裂纹嘴张开位移 δ_c 和 J 积分测试方法可参照有关标准 (GB/T 2038—1991)。表 8.4-31 中列出了几种合金结构钢的断裂韧度，供需要时参考。

表 8.4-31　几种合金结构钢的断裂韧度

材料及热处理	σ_s/MPa	σ_b/MPa	K_{Ic}/MPa·m$^{1/2}$	注
18Ni 840℃空冷 480℃空冷	1 746	1 795	128	马氏体时效钢
20SiMn2MoV 900℃油淬 250℃回火	1 214	1 481	113	高强度低碳马氏体钢
40CrNiMo 860℃淬油 200℃回火 380℃回火 430℃回火	1 579 1 383 1 334	1 942 1 486 1 392	42 63 90	高强度中碳合金结构钢
30Cr2MoV 940℃空冷 680℃空冷	549	686	140 ~ 155	大型汽轮机转子用钢
18MnMoNiCr 880℃空冷 680℃空冷	461	586	280	厚壁压力容器用钢
45 钢，正火	513	804	~ 100	大尺寸机车曲轴
球墨铸铁，正火			34 ~ 36	大尺寸机车曲轴
W18Cr4V 1 200℃淬火 560℃三次回火 1 250℃淬火 506℃三次回火			16 15	高速钢
65Cr4W3Mo2V 1 070℃淬火 540℃二次回火		62HRC	17	基体钢
65Cr4W3Mo2VNb （Nb0.26%） 处理同上		58.5HRC	25.6	含 Nb 基体钢

编写：佟晓辉（北京机电研究所）

第 5 章　残余应力测定

零件热处理过程中，常常由于内外不能同时均匀地被加热或冷却，引起内外的比容差，产生热应力，加上由于零件内外组织转变的时刻不同而引起的组织应力，两者叠加就形成了零件热处理后所存在的残余内应力。内应力是造成零件热处理变形乃至开裂的主要因素。常用的残余内应力测定方法有应力释放法、X 射线法、磁性法和超声波法。

1　应力释放法

应力释放法也称机械测试法是将被测零件进行机械加工（如切槽、取条、钻孔、剥层等），使其因释放部分应力产生位移与应变，通过测量这些位移或应变，换算出该处原有的应力。其中最简单的方法是切槽法。

如图 8.5-1，在被测零件表面切出 2.5 mm 宽的环形沟槽，在沟槽内的圆形区域每隔 45°取一标点，测量切槽前后标点之间距离的变化，由下式推算出该处的残余主应力 σ_1 和 σ_2（$\sigma_1 > \sigma_2$）及主方向 φ。

$$\left.\begin{aligned} \sigma_1+\sigma_2 &= -\frac{E}{(1+\nu)}\left(\varepsilon_a+\varepsilon_b+\varepsilon_c+\varepsilon_d\right) \\ \sigma_1-\sigma_2 &= -\frac{E}{1+\nu}\sqrt{(\varepsilon_a-\varepsilon_b)^2+(\varepsilon_c-\varepsilon_d)^2} \\ \tan 2\varphi &= \frac{\varepsilon_c-\varepsilon_d}{\varepsilon_a-\varepsilon_b} \end{aligned}\right\} \tag{8.5-1}$$

式中，ε_a 为沿 $a-a$ 方向的应变，其余类同；ν 为泊松比。

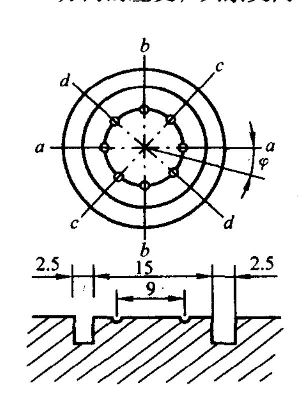


图 8.5-1　切槽法

2　X 射线法

利用 X 射线法衍射可进行零件表面残余应力的无损检测和次表层残余应力分布的确定；与腐蚀剥层相结合，还可测定化学热处理硬化层、由表面向心部的应力变化。

（1）X 射线应力仪

几种型号的 X 射线应力仪的性能参见表 8.5-1。

表 8.5-1　X 射线应力仪的性能、功能、使用范围对比

特征 \ 仪器型号	XYL—73	XYL—75	X—82
2θ 角扫描范围	143° ~ 167°	110° ~ 170°	110° ~ 170°
ψ 角范围	−15° ~ 50°	−15° ~ 50°	−50° ~ 50°
光栏散射角	0.29°，0.43°，0.72°	0.32°，0.64°，0.96°	0.32°，0.64°，0.96°
扫描方式	连续	阶梯	阶梯
计数管类型	盖格	正比	正比
X 光管类型	普通	小型	超小型
可供靶材	Cu，Co，Cr	Cu，Co，Cr	Cu，Co，Cr
入射线最大摆动范围	0	±5°	±15°

（2）测试精度

用 X 射线衍射确定的残余应力，是在由射线照射面积和 X 射线穿透深度决定的体积上的算术平均应力值，照射面积可从几个平方厘米到几个平方毫米。穿透深度决定于零件材料对所采用的射线的吸收系数，在铁基、镍基和铝基合金中，对应力测试中常用的射线来说，50% 的衍射线是由约 0.005 mm 深度内的表层发出来的。另外，衍射峰的选择明显地影响测量精度，衍射角度越高，测量精度越高，通常在实际测量中要求衍射角 $2\theta > 120°$，表 8.5-2 列出了对不同合金所推荐的衍射参数。相对灵敏度用 K_{45} 表示，它表示对于 ψ45°倾角来说，引起衍射峰位置移动 1°所需的应力大小。随着 K_{45} 的增加，灵敏度降低。

表 8.5-2　推荐的衍射方法和对不同的铁及非铁合金的 X 射线弹性常数及其整体值

合金	射线	点阵平面（hkl）	衍射角（2θ）/（°）	弹性常数① 点阵平面（hkl）		弹性常数① 整体		整体误差 /%	K_{45}②		线吸收系数 μ	
				GPa	10^6 psi	GPa	10^6 psi		MPa	ksi	cm^{-1}	in^{-1}
铝基合金												
2014-T6	CrKα	（311）	139.0	59.4 ± 0.76	8.62 ± 0.11	54.5	7.9	−8.3	387	56.2	442	1 124
2024-T351	CrKα	（311）	139.3	53.8 ± 0.55	7.81 ± 0.08	54.5	7.9	+1.1	348	50.5	435	1 105
7075-T6	CrKα	（311）	139.0	60.9 ± 0.48	8.83 ± 0.07	53.8	7.8	−11.4	397	57.6	…	…
7050-T6	CrKα	（311）	139.0	57.1 ± 0.41	8.28 ± 0.06	53.8	7.8	−5.8	372	54.0	443	1 126
铁基合金												
Incoloy800	CuKα	（420）	147.2	148.2 ± 2.8	21.5 ± 0.4	147.5	21.4	−0.4	758	110.0	1 656	4 205
304L	CuKα	（420）	147.0	157.2 ± 2.8	22.8 ± 0.4	151.0	21.9	−3.9	814	118.0	2 096	5 321

续表 8.5-1

合　金	射线	点阵平面 (hkl)	衍射角 (2θ) / (°)	弹性常数①				整体误差 /%	K_{45}②		线吸收系数 μ	
				点阵平面 (hkl)		整体						
				GPa	10^6 psi	GPa	10^6 psi		MPa	ksi	cm^{-1}	in^{-1}
铁基合金												
316	CuKα	(420)	146.5	132.4±1.4	19.2±0.2	153.8	22.3	+16.0	696	101.0	2 066	5 245
因瓦	CuKα	(420)	147.0	108.2±4.1	15.7±0.6	112.4	16.3	+3.8	560	81.2	1 706	4 330
410 (22HRC)	CrKα	(211)	155.1	176.5±0.7	25.6±0.1	155.8	22.6	-11.7	680	98.6	840	2 129
410 (42HRC)	CrKα	(211)	155.1	173.1±1.4	25.1±0.2	155.8	22.6	-9.9	667	96.7	840	2 129
1050 (56HRC)	CrKα	(211)	156.0	184.1±2.1	26.7±0.3	148.2	21.5	-19.4	683	99.0	885	2 244
4340 (50HRC)	CrKα	(211)	156.0	168.9±2.8	24.5±0.4	156.5	22.7	-7.3	627	90.9	909	2 307
6260	CrKα	(211)	155.5	169.6±2.8	24.6±0.4	158.9	23.0	-6.5	643	93.2	894	2 271
9310	CrKα	(211)	155.5	172.4±2.8	25.0±0.4	160.0	23.2	-7.2	653	94.7	894	2 271
52100	CrKα	(211)	156.0	173.7±2.1	25.2±0.3	153.8	223	-11.5	645	93.5	714	2 307
M50 (62HRC)	CrKα	(211)	154.0	179.3±2.1	26.0±0.3	152.9	22.9	-11.9	724	105.0	1 000	2 490
17-4PH	CrKα	(211)	155.0	180.0±0.7	26.1±0.1	158.9	23.0	-11.9	696	101.0	888	2 254
镍基合金												
Inconel600	CuKα	(420)	150.8	159.0±0.7	23.1±0.1	165.5	24.0	+3.9	724	105.0	896	2 275
Incone1718	CuKα	(420)	145.0	140.0±2.1	20.3±0.3	156.5	22.7	-8.9	772	112.0	1 232	3 127
InconelX-750	CuKα	(420)	151.0	160.6±1.4	23.3±0.2	160.6	24.0	+3.0	724	105.0	813	2 062
Incoloy910	CuKα	(420)	146.0	134.4±3.4	19.5±0.5	158.6	23.0	+17.9	717	104.0	1 408	3 569
Rene95	CuKα	(420)	146.7	168.9±0.7	24.5±0.1	164.1	23.8	-2.8	882	128.0	935	2 370
镍基合金												
工业纯钛	CuKα	(21.3)	139.5	90.3±1.4	13.1±0.2	84.8	12.3	-6.1	581	84.3	917	2 320
Ti-6Al-4V	CuKα	(21.3)	141.7	84.1±0.7	12.2±0.1	84.8	12.3	+0.3	509	73.9	867	2 203
Ti-6Al-2Sn-4Z-2Mo	CuKα	(21.3)	141.5	102.0±1.4	14.8±0.2	86.2	12.5	-15.5	622	90.2	866	2 200

① 四点弯曲试验得到的常数。

② K_{45}为45°倾角时，衍射峰每4°偏移所需应力值。

(3) 检测

1) 试样表面处理　测量前应将表面脱脂，去掉锈皮，必要时用电解抛光去掉加工应力层。

2) 测量参数选择　常用的测量参数参见表 8.5-3 和表 8.5-4，X 射线管的工作电流一般可选在 5～10 μA。

表 8.5-3　X 射线靶材，特征 X 射线波长和滤波片

原子序数	靶材元素	波长/nm					激发计压 /kV	滤波片	最佳工作电压 /kV
		$K_{\alpha1}$	$K_{\alpha2}$	K_{α}	K_{β}	吸收限 λ_K			
24	Cr	0.228 962	0.229 351	0.229 092	0.208 480	0.201 012	6.0	V	18～30
25	Mn	0.210 175	0.210 568	0.210 306	0.191 015	0.189 636	6.5	Cr	20～32
26	Fe	0.193 597	0.193 991	0.193 728	0.175 643	0.174 334	7.1	Mn	21～35
27	Co	0.178 892	0.179 278	0.179 021	0.162 075	0.160 811	7.7	Fe	23～28
28	Ni	0.165 784	0.166 169	0.165 912	0.150 010	0.148 802	8.3	Co	25～41
29	Cu	0.154 051	0.154 433	0.154 178	0.139 217	0.138 043	9.0	Ni	27～45
30	Zr	0.143 511	0.143 894	0.143 639	0.129 522	0.128 329	9.7	Cu	30～50
40	Mo	0.070 926	0.071 354	0.071 069	0.063 225	0.061 977	200	Zr	60～100

表 8.5-4　常用材料的测定参数和弹性常数

被测材料	辐射	点阵平面 (hkl)	衍射角 $(2\theta_0)$ /(°)	K_1 /kPa	d_1 $(\psi_1=\eta)$	d_2 $(\psi_2=15°+\eta)$	d_3 $(\psi_3=30°+\eta)$	d_4 $(\psi_4=45°+\eta)$	K_2 /kPa
α-Fe，退火，正火，淬火马氏体钢	CrK_α	(211)	156.4	−31.8	−1.232 2	−0.581 1	+0.390 7	+1.422 6	48.3
	CoK_α	(310)	161.4	−23.0	−1.247 7	−0.626 9	+0.377 6	+1.497 0	36.4
γ-Fe 奥氏体钢	CrK_β	(311)	149.6	−35.6	−1.222 4	−0.531 0	+0.408 6	+1.344 7	51.9
	CrK_α	(220)	128.3	−62.1	−1.278 5	−0.433 9	+0.483 8	+1.228 7	88.4
铝及铝合金	CrK_α	(222)	156.7	−9.2	−1.232 9	−0.583 6	+0.389 9	+1.426 6	14.0
	CrK_α	(420)	162.1	−7.1	−1.250 4	−0.634 2	+0.375 8	+1.508 3	11.2
	CoK_α	(331)	148.7	−12.5	−1.222 1	−0.525 3	+0.411 1	+1.336 2	18.2
铜	CrK_β	(311)	146.5	−24.5	−1.223	−0.512 0	+0.417 4	+1.316 8	35.4
	CuK_α	(420)	144.7	−25.9	−1.233 5	−0.501 8	+0.422 7	+1.302 6	37.1
	CoK_α	(400)	150.0	15.3	−1.222 6	−0.533 6	+0.407 5	+1.348 7	22.4
4−6 黄铜 α 相	CoK_β	(331)	145.0	−18.0	−1.223 3	−0.503 5	0.421 9	+1.304 8	25.9
4−6 黄铜 β 相	CoK_α	(321)	155.5	−8.1	−1.230 2	−0.573 7	+0.393 0	+1.410 9	12.3
	CoK_α	(400)	151.0	−14.8	−1.223 4	−0.540 3	+0.404 8	+1.358 8	21.8
3−7 黄铜	CoK_β	(331)	146.0	−17.4	−1.222 5	−0.590 1	+0.418 9	+1.312 7	25.2
钛及钛合金	CoK_α	(114)	154.2	−17.2	−1.227 6	−0.563 5	+0.396 4	+1.304 8	25.7
镍及镍合金	CrK_β	(311)	157.7	−27.3	−1.235 6	−0.592 2	+0.387 3	+1.440 5	41.8
	CrK_α	(420)	155.6	−28.9	−1.230 4	−0.574 5	+0.392 7	+1.412 2	43.7
钴及钴合金	CrK_α	(110)	132.4	−58.9	−1.258 7	−0.446 4	+0.467 4	+1.238	83.2

3　磁性法

用磁测应力仪检测内应力，是利用铁磁材料在磁场中磁化时的磁致伸缩效应，由于内应力作用引起零件的磁导率和磁阻发生变化，引起探头磁通变化时，仪器中产生相应的电参数变化，并直接转换成应力数值显示出来。

图 8.5-2 是 TSCM-2FM 应力集中磁检测仪，这种数字显示的检测仪可快速检测工件或设备任何部位的应力集中情况。TSCM-2FM 应力集中磁检测仪 HP 值测量范围：+/−2 000 A/m；测量误差：5%；有两个磁场 HP 值频道；工作温度：−20℃～+60℃；一次测量时间在 0.1 s 以内。

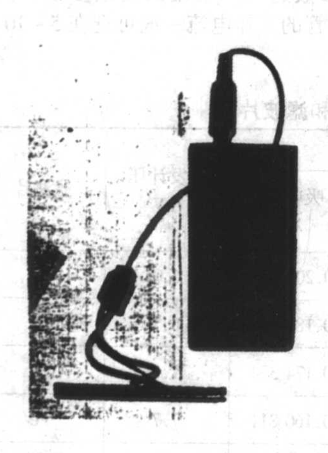


图 8.5-2　TSCM-2FM 应力集中磁检测仪

4　超声波法

超声波应力测试仪是根据零件受力后长度和声速的变化，利用超声波的不同反射信号，能快速、准确地测量出零件内部应力的变化。图 8.5-3 是英国海泰斯公司的 BOT-SCOPETM 型螺栓应力检测仪，可测量的工件长度可达 6.4 m。

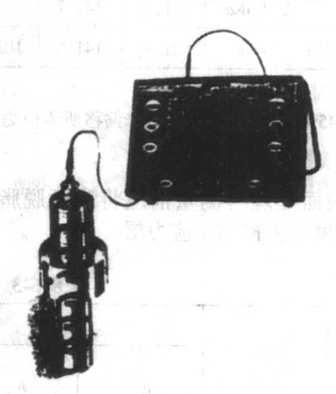


图 8.5-3　BOLT-SCOPETM 型螺栓应力检测仪

5　深层应力分布测量

如需测定零件表面下沿深度的残余应力分布，需采用剥层方法。常用的是电化学腐蚀剥层法，可避免引起新的残余应力。为了加大剥层厚度，也可采用机加工或磨削后电解抛光的联合方法，但电解抛光的厚度至少为 0.2 mm，以消除加工或磨削残余应力。剥层后实测的应力 σ 应加上因剥层而释放的应力 Δσ，才是该点原有的应力。

编写：佟晓辉（北京机电研究所）

第 6 章　热处理质量的无损检测方法

1　磁粉探伤

磁粉探伤是利用铁磁性材料表面缺陷部位的导磁率变化来发现缺陷的。零件磁化后，存在表面缺陷的部位周围形成漏磁场，可将高导磁率的磁粉吸附在缺陷处。磁粉探伤主要用于探测铁磁性材料表面上或近表面的裂纹、折叠、夹层、夹渣等缺陷，灵敏度高、操作简便、结果可靠。磁粉探伤过程见图 8.6-1。

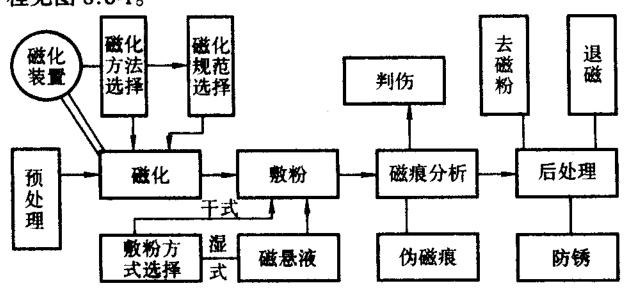


图 8.6-1　磁粉探伤过程

1.1　磁化方法

磁化方法一般有两种，一种是采用通电线圈或电磁铁对工件进行磁化；一种是给工件通大电流进行磁化。在检测时，被检测的缺陷长度方向应与磁场方向垂直或有一定的角度。常用的磁化方法如下。

1）纵向磁化　磁力线沿着平行于被测零件的长轴方向通过，磁力线呈直线状态。

2）周向磁化　环绕零件的圆周建立一个磁场，磁力线呈圆形分布。

3）旋转磁场磁化　零件被旋转磁场磁化，磁化方向随时间变化而旋转。

4）复合磁化　在被测零件的周围，建立一个相互垂直的磁场。

基本的磁化方法及其应用特点列于表 8.6-1 和图 8.6-2～图 8.6-9。

检验时，施加磁粉可以与通电同时进行，也可在断电后进行。前者成为连续法，后者成为剩磁法。对于不同的材料，采用哪种方法取决于材料的剩余磁感应强度 B_r 和矫顽力 H_c。低碳钢、马氏体不锈钢、退火状态或热变形后的钢材，一般均采用连续法磁化，对于形状复杂零件、不易得到所需剩磁的零件、横截面过大的零件或因探伤机功率不足难以采用剩磁法的零件，也应采用连续法检验。凡经过热处理（淬火、调质、渗碳、渗氮等）的高碳钢和合金结构钢，其

表 8.6-1　磁化方法

分　类		名　称	要　点	应用特点	
周向磁化	沿工件周向建立磁场的方法	轴向通电法	电流直接通过工件	主要用于轴、杆类工件探伤	可以发现轴向（电流方向）或与轴向夹角小于 45°的缺陷
		中心导体法	电流通过插入工件孔内的导体或电缆	主要用于管件及有孔形工件探伤	
		电极触点体（支杆法）	利用接触电极使电流通过工件被检部件	主要用于大型工件、焊缝等的局部表面探伤，通过触点位置移动可达到对整个工件探伤的目的	
纵向磁化	使磁力线平行于工件轴向的磁化方法	线圈法	用螺管线圈或绕在工件上的电缆通电磁化	主要用于轴、杆类零件探伤	可以发现与磁力线垂直或与磁力线夹角大于 45°的缺陷
		电磁铁法（极间法）	零件置于电磁铁两极间，局部闭路磁化	主要用于大型工件、焊缝等的探伤	
		磁轭法	磁轭夹住工件，形成闭路磁化	主要用于中、小工件或较短轴、杆类工件探伤	

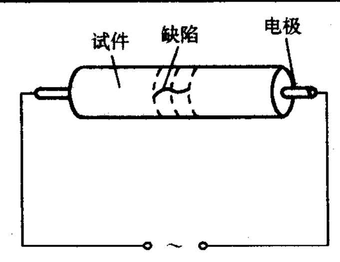


图 8.6-2　轴向通电法

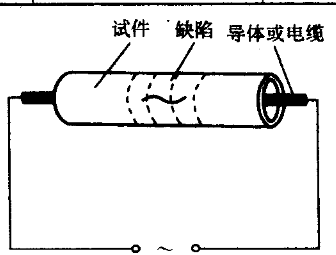


图 8.6-3　中心导体法

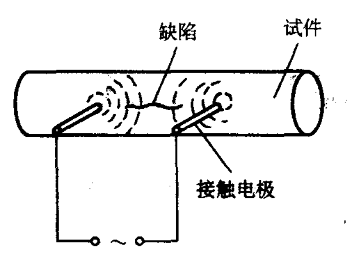


图 8.6-4 电极触点法（支杆法）

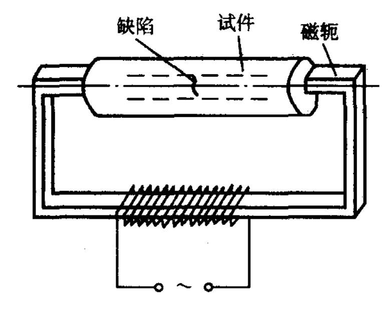


图 8.6-5 磁轭法

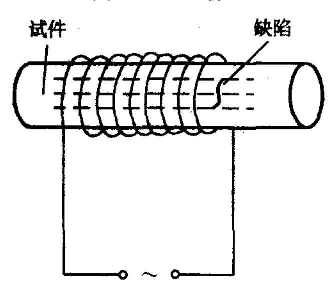


图 8.6-6 线圈法

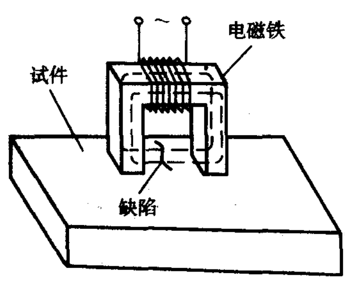


图 8.6-7 电磁点法（极间法）

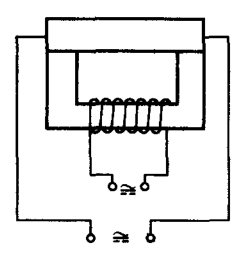


图 8.6-8 复合磁化

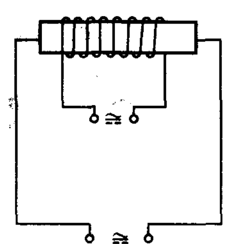


图 8.6-9 复合磁化

剩余磁感应强度 B_r 在 0.8 T（8 000 Gs）以上、矫顽力 H_c 在 800 A/m（10 Oe）以上者，均可采用剩磁法检验。一些常用钢材的磁特性参数列于表 8.6-2。

表 8.6-2 部分钢材的磁特性参数

材 料	热处理规范	剩余磁感应强度，B_r/T	矫顽力，H_c/A·m^{-1}
2Cr13	1 050℃淬火，650℃回火 730～780℃空冷	0.68 0.88	800 720
38CrA	860℃正火，860℃油淬，530℃回火 850℃炉冷	1.40 0.31	960 640
12CrNi3A	材料供应态 930℃渗碳，800℃油淬，160℃回火 850℃炉冷 860℃淬火，780℃淬火，160℃回火	1.32 0.96 0.67 0.98	320 1 760 640 1 600
18Cr2Ni4WA	960℃正火，850℃油淬，535℃回火 960℃空冷，850℃空冷，160℃回火， 900℃空冷	1.00 0.96 0.61	1 120 2 400 1 840
38CrMoAlA	940℃油淬，600℃回火 850℃炉冷	1.25 0.43	960 800
40CrNiMoA	850℃油淬，600℃回火 850℃炉冷 860℃油淬，200℃回火	1.56 0.78 1.00	1 280 800 2 480
Cr17Ni2	1 030℃油淬，530℃回火 680℃炉冷	0.75 0.76	2 160 1 440
GC-11	920℃正火，350℃回火 轧后 680℃回火	0.63 0.82	1 440 640
1Cr12Ni2WMoV	中模锻 1 000℃油淬，590℃回火	0.69 0.76	1 360 1 400
GCr15	840℃油淬，190℃回火	0.75	3 120
25	冷拉状态 900℃正火 850℃空冷	0.61 1.20 0.23	860 320 240
45	850℃正火	1.20	400
	850℃空冷	0.70	640
	830℃油淬，450～600℃回火	1.40	800

磁化电流可以使用交流电流、直流电流或脉冲电流。交流电流产生的磁场能使磁粉有较好的流动性，常用于连续磁化性；直流电流或脉冲电流可用于剩磁法检验。由于交流电流具有集肤效应，所以适用于检验延伸至表面或有表面开裂的缺陷。直流电流或脉冲电流的磁场能渗入到被检零件的内部，能发现距零件表面下一定深度（几毫米）的缺陷。图 8.6-10 显示了使用交流电流或直流电流情况下，湿法和干法的检测灵敏度区别。

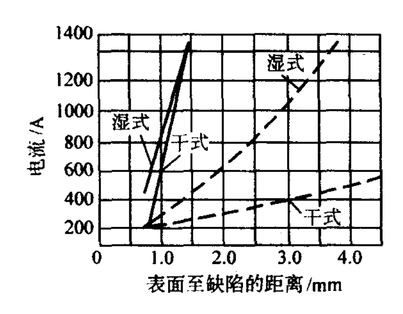


图 8.6-10　不同形式电流和磁粉情况下的检测灵敏度区别

1.2　磁化规范

表 8.6-3 和表 8.6-4 列出了部分周向磁化规范和纵向磁化规范。采用电极触点法进行磁粉探伤时，两电极触点间的距离推荐在 80 ~ 200 mm 范围内，磁化电流规范参照表 8.6-5，对于厚度大于 20 mm 的零件，当电极触点每增加 10 mm，磁化电流增加 40 ~ 50 A；对于厚度小于 20 mm 的零件，当电极触点每增加 10 mm，磁化电流增加 35 ~ 45 A。表 8.6-6 和表 8.6-7 列出了电极触点法进行焊缝磁粉探伤的磁化电流规范，可供参考。

表 8.6-3　周向磁化规范

<table>
<tr><th>磁化方法</th><th>标　准</th><th colspan="3">磁　化　规　范</th><th>备　注</th></tr>
<tr><td rowspan="3">轴向通电法</td><td>NJ320—1984</td><td colspan="3">连续法：$I=(8\sim10)D$
剩磁法：$I=(20\sim30)E$
直径 < 20 时，$I=20D$</td><td>I 为电流值，A；D 为零件直径，mm</td></tr>
<tr><td>MIL - I - 6868C</td><td colspan="3">31.5 ~ 47.3 A/mm。直径（800 ~ 1 200 A/in）</td><td></td></tr>
<tr><td>ASTMA275—1982</td><td colspan="3">3.94 ~ 35.5 A/mm。直径或与电流垂直平面上的最大宽度（100 ~ 900 A/in）</td><td>直流磁化。应使用直流或整流直流</td></tr>
<tr><td rowspan="2">中心导体法（电流通入工件孔内导体）</td><td>MIL - I - 6868C</td><td colspan="3">31.5 ~ 47.3 A/mm 外径</td><td>磁化大压力容器时应通过磁场强度测定确定电流</td></tr>
<tr><td>ASTMA275—1982</td><td colspan="3">3.94/mm 内径（100/in）</td><td>轴类锻件内孔</td></tr>
<tr><td rowspan="2">中心导体法（电流通入工件孔内电缆）</td><td>NJ320—1984</td><td colspan="3">连续法：$I=(8\sim10)D/N$
剩磁法：$I=(20\sim30)D/N$</td><td>软电缆通过大工件内孔：N 为穿过工件内孔之电缆线圈数</td></tr>
<tr><td>ASTM　A275—1982</td><td colspan="3">外径或截面 < 127 mm（5 in.），23.6 ~ 35.5 A/mm。
壁厚/匝（600 ~ 900 A/in. 壁厚/匝）：外径或截面在 127 ~ 254 mm；15.8 ~ 23.6 A/mm。壁厚/匝（400 ~ 600 A/in. 壁厚/匝）：外径或截面 > 254 mm（10 in），3.94 ~ 15.8 A/mm。壁厚/匝（100 ~ 400 A/in. 壁厚/匝）</td><td></td></tr>
<tr><td rowspan="13">电极触点法（支杆法）</td><td rowspan="5">NJ320—1984</td><td>支杆间距</td><td colspan="2">磁化电流/A</td><td rowspan="5">局部磁化大工件</td></tr>
<tr><td>mm</td><td>截面厚度≤20 mm</td><td>截面厚度 > 20 mm</td></tr>
<tr><td>> 50 ~ 100</td><td>> 200 ~ 300</td><td>> 300 ~ 400</td></tr>
<tr><td>> 100 ~ 150</td><td>> 300 ~ 400</td><td>> 400 ~ 600</td></tr>
<tr><td>> 150 ~ 200</td><td>> 400 ~ 600</td><td>> 600 ~ 800</td></tr>
<tr><td rowspan="3">JB741—1980</td><td>工件厚度/mm</td><td colspan="2">磁化电流（A）/间距（mm）</td><td rowspan="3">电极触点间距推荐为 80 ~ 200 mm</td></tr>
<tr><td>≤20</td><td colspan="2">40 ~ 50/10</td></tr>
<tr><td>< 20</td><td colspan="2">35 ~ 45/10</td></tr>
<tr><td rowspan="3">ASTMA275—1982</td><td>工件厚度/mm</td><td colspan="2">磁化电流（A）/间距（mm）</td><td rowspan="3">触点间距最大 203.2 mm（8 in）不宜小于 76.2 mm（3 in）</td></tr>
<tr><td>< 19 mm（$\frac{3}{4}$ in）</td><td colspan="2">2.95 ~ 3.94</td></tr>
<tr><td>≥ 19 mm（$\frac{3}{4}$ in）</td><td colspan="2">3.94 ~ 4.92</td></tr>
</table>

表 8.6-4　纵向磁化规范

磁化方法	标　　准	磁　化　规　范	备　　注
线圈法	NJ320—1984	连续法： $L/D \geqslant 10$，磁场强度$\frac{12\ 500}{\pi}$A/mm（50Oe） $2 < L/D < 10$，磁场强度$\frac{20\ 000}{\pi}$A/mm（80Oe） $L/D \leqslant 2$，磁场强度$\frac{30\ 000}{\pi}$A/mm（120Oe） 剩磁法： 有效磁化区域的磁场强度为连续法的三倍线圈 纵向磁化时，线圈的磁动势为 3 000～10 000 安匝	L/D 为工件长度与直径之比线圈磁动势应根据探伤机的结构、工件形状以及磁路上的磁通损失等选定
	MIL-I-6868C	固定式螺管线圈或绕扎线圈即绕零件缠绕的电缆，应采用 8 000～10 000 安匝	
	ASTM A275—1982	小型锻件：$L/D \geqslant 4$，35 000/（$2+L/D$）安匝 大型锻件：1 200～4 500 安匝	$L/D < 4$ 之小型锻件，用磁场指示器验证 大型锻件用磁场指示器验证
电磁铁法（极间法）	JB741—1980	交流电磁铁提升力≥49.1 N（5 kgf） 直流电或永久磁铁提升力≥196.2 N（20 kgf）	两磁极间距宜在 80～160 mm
	NJ320—1984	一般用交流电的电磁铁，在磁极间距为 75～150 mm 时，其提升力应大于 98.1 N（10 kgf）	用小型电磁铁磁化零件时，其磁化电流应根据试验确定

表 8.6-5　采用电极触点法进行磁粉探伤时的两电极触点间距离和磁化电流规范

零件厚度/mm	磁化电流/A	触点间距/mm
≥20	40～50	10
>20	35～45	10

表 8.6-6　厚度大于 20 mm 零件用电极触点法进行焊缝磁粉探伤的磁化电流规范

电极触头距离/mm	磁化电流/A
80	320～400
90	360～450
100	400～500
110	440～550
120	480～600
130	520～650
140	560～700
150	600～750
160	640～800
170	680～850
180	720～900
190	760～950
200	800～1 000

表 8.6-7　厚度小于 20 mm 零件用电极触点法进行焊缝磁粉探伤的磁化电流规范

电极触头距离/mm	磁化电流/A
80	280～360
90	315～405
100	350～450
110	385～495
120	420～540
130	455～585
140	495～630
150	525～675
160	560～720
170	595～765
180	630～810
190	665～855
200	700～900

1.3　磁粉与磁悬液

在磁粉探伤中，有普通磁粉和荧光磁粉两大类。普通磁粉通常用四氧化三铁（Fe_3O_4）和红色 γ-氧化铁（γ-Fe_2O_3）制成细微颗粒。荧光磁粉是用荧光物质处理的磁粉，在紫外光照射下能发出荧光。

探伤用的磁粉可用干粉也可用湿粉。干粉检验是将呈干粉状的铁磁性粉末喷洒在被检零件表面来显示缺陷；湿粉法检验是将磁粉配制成磁悬液，再将磁悬液施于零件表面来显示出缺陷。干磁粉便于携带，但对于表面开口的细小缺陷的检出灵敏度较低。对于用固定式探伤机检测中小尺寸的成批零件时，适宜用湿粉法检验。

在湿粉法探伤中，将磁粉悬浮于载液中（煤油或水）形成磁悬液。对磁粉和磁悬液有如下要求：

1）磁粉应有较高的导磁率和低的矫顽力，形状呈针状长条表，磁性≥7 g 为合格。

2）一般磁粉的平均粒度为 5～10 μm，最大粒度 < 50 μm；荧光磁粉粒度为 2～5 μm。

3）磁粉应具备与工件衬底鲜明对照的颜色。

4）干粉法探伤的磁粉应有良好的分散度。

5）湿粉法探伤的磁粉应有良好的悬浮性。表 8.6-8 列出了几种磁悬液的成分和配制方法。

6）荧光磁粉应当稳定，以便延长使用寿命。表 8.6-9 列出了两种荧光磁悬液的配方。

1.4　磁粉探伤设备

便携式磁粉探伤仪按磁化方式和磁化电流可分类如表 8.6-10。固定式磁粉探伤机一般均可进行多种磁化，其分类如表 8.6-11。

1.5　磁粉探伤的操作

1）受检表面及附近 30 mm 范围内应进行干燥和清洁处理，不得有污垢、锈蚀、松动的氧化皮等。

2）当受检表面妨碍显示时，应打磨或喷砂处理。

3）干粉探伤时，磁化时间一般每次约 0.5～1 s；湿粉探伤时，磁化时间需数秒钟。

表 8.6-8　磁悬液配制方法

类　别	成　　分	配　制　方　法	应　用　范　围
水悬浮液	甘油三油脂酸肥皂[1]　15~20 g 磁粉　50~60 g 水　　1 000 mL	先将甘油三油脂酸肥皂放在少量温水中稀释，然后加入磁粉，在研钵中研细。最后加水到 1 000 mL	检验效果较油悬浮液好，但工件表面要预先清理脱脂
油悬浮液	Ⅰ. 60% 变压器油 + 40% 煤油，在 1 000 mL 悬浮液中含 100 g 磁粉 Ⅱ. 1 000 mL 变压器油中含 50 g 磁粉		在油中淬火的工件，如表面无严重氧化，可直接用此液检验
荧火磁悬浮液	荧火磁粉： 磁粉 56%；铁粉 40%；荧光剂（蒽）4%；胶性漆每 100 g 混合物中为 40 g。水悬浮液 乳化剂 4%~5%（质量分数） 亚硝酸钠 3%~4%（质量分数） 荧光磁粉在每 100 mL 液体中 15~20 g	各种粉粒的粒度为 3~5 μm，先将配好的磁粉用水调制，加入浮化剂和亚硝酸钠	综合了荧光和磁粉探伤的优点 灵敏度比单纯荧光法高只能用于铁磁金属

① 亦可用普通肥皂代替，但均匀性与稳定性差。

表 8.6-9　荧光磁悬液配方

配　方　1		配　方　2	
成　分	成分比例	成　分	成分比例
水	1 000 cm^3	水	1 000 cm^3
乳化剂	10 g	0 π-20（或 0 π-10）	0.5%（容积比）
二乙醇胺	5 g	亚硝酸钠	5 g
亚硝酸钠	5 g	荧光磁粉	0.5~2 g
荧光磁粉	1~2 g	消泡剂	1 g
消泡剂	1 g		

4）磁化方向。每个受检区域应进行两次检查，两次检查的磁力线方向应大体上垂直。

5）用电极触点法检测时，电极距离应在 80~200 mm 之间。

6）需要退磁的零件，退磁的磁场强度应大于磁化零件时的磁场。

1.6　磁痕分析

表 8.6-12 列出了各种缺陷磁痕的一般特征；表 8.6-13 所列为伪磁痕（非缺陷磁痕）的鉴别要点。表 8.6-14 列出了一些磁化方法可达到的灵敏度。

表 8.6-10　便携式磁粉探伤仪

分类	磁化方式	磁化电流	设备型号	特　点
1	直接通电法（周向磁化）	交流	TC-500 型 CEX-500 型	可探测焊缝或铁磁材料表面缺陷
2	直接通电法（周向磁化）	直流或半波整流	CZB-3000 型 CYD-1 型	可探测焊缝或铁磁材料表面及隐藏较深的缺陷
3	电磁铁磁化法（纵向磁化）	交流	CJX-515 型	可探测焊缝或铁磁材料表面缺陷
4	电磁铁磁化法（纵向磁化）	直流	CEX-500 型	可探测焊缝或铁磁材料表面及隐藏较深的缺陷
5	旋转磁场（各向磁化）	交流	YJ-HB 型	探测焊缝或铁磁材料表面缺陷，效率高

表 8.6-11　固定式磁粉探伤机

分　类	磁化方式与磁化电流		设备型号与生产厂
	周向磁化	纵向磁化	
1	直接通电法（直流）	开路线圈法（直流）	MO-600（美国）
2	直接通电法（直流）	闭路线圈法（直流）	HFR-6000（日本）
3	直接通电法（交流）	开路线圈法（交流）	TC-2000　TC-6000 TC-9000　TC-12500 （营口仪器厂）
4	直接通电法（交流）	闭路线圈法（直流）	CFW-2000　CFW-2000A CFW-4000　CFW-10000 （上海探伤机厂）

表 8.6-12 缺陷磁痕的一般特征

缺陷名称	磁痕一般特征
裂纹	清晰而浓密的曲折线状
锻造裂纹	磁痕聚集较浓，呈方向不定的曲线状态或锯齿状；近表面锻裂产生不规则弥漫状磁痕。出现部位与工艺有关
热处理裂纹	磁痕明显、浓度较高、呈线状、棱角较多且尾部尖细。多出现在棱角、凹槽、变截面等应力集中部位
磨削裂纹	一般与磨削方向垂直，且成群出现，成网状或细平行线状
铸造裂纹	在应力最大的裂开部位较宽后变细
疲劳裂纹	按中间大、两边对称延伸的线状曲线分布，大多垂直于工件受力方向
焊接裂纹	多弯曲，两端有鱼尾状。焊缝下（近表面）裂纹形成较宽的弥漫状磁痕
白点	在圆的横断面上等圆周部位呈无规则分布，短柱线状
夹杂（与气孔）	单个或密集点状或片状，与缺陷具体形状相似
发纹	沿金属流线方向垂直线或微弯曲线状分布。表面发纹磁痕非常细小但轮廓明显，正表面发纹图像不清晰

表 8.6-13 伪磁痕一般特征

伪磁痕成因	伪磁痕一般特征
局部冷作硬化	一般呈较宽带状，线性度较差
截面急剧变化	宽而模糊，分布不紧凑
流线	沿流线方向成群的平行磁痕，呈不太连续散状。往往因磁化电流过大而致
碳化物层状组织	短、散、宽带状分布
焊缝边缘	吸附不紧密、边缘不清晰
无规则的局部磁化	无规则的局部磁化——“磁写”痕迹，模糊，退磁后可去掉

表 8.6-14 探伤灵敏度

磁化方法	裂纹与未焊透等		发 纹	
	埋藏深度 /mm	宽度 /mm	埋藏深度 /mm	尺寸 /mm
直流电磁铁	≤2.5	0.01～0.02	≤1	宽 0.04～0.3
交流电磁铁	≤1.5		≤0.5	宽 0.04～0.3 深 0.05～0.7
交流电磁铁（剩磁法）	≤1		≤0.3	宽 0.04～0.3 深 0.05～0.7

2 涡流探伤

涡流探伤是将被检零件置于检测线圈所产生的交变磁场中感应出涡流，而涡流又在被检物附近产生附加交变磁场，形成被检零件缺陷处涡流磁场畸变，通过测量检测线圈输出的电压与位相等的变化来发现缺陷。

涡流探伤主要用于：①检测导电材料制管材、线材及薄壁零件的裂纹、气孔、折叠、发纹及夹杂等表面与近表面缺陷；②分选不同的金属材料及检测它们在成分、显微组织等方面的差异；③测定材料的热处理状态、硬度、硬化层深度及直径变化等；④测量导电金属上非导电涂层的厚度或磁性金属材料上非磁性涂层的厚度。

涡流的流动方向是平行于线圈绕线方向，在检测时应避免缺陷走向与线圈绕线方向平行。表 8.6-15 列出了几种检测线圈的分类。图 8.6-11 为一种把探头组成交流桥式的涡流探伤仪电路方块图。图 8.6-12 示出了涡流检测的一般操作程序。

现代的涡流检测仪已采用计算机配置，携带方便，操作简单，测量精度也较高。如德国霍士得公司生产的 AF2.833 型和英国 HOCKING NDT LTD 公司生产的 LOCATOR2 型涡流检测仪，用于检测材料表面和近表面缺陷、腐蚀缺陷、钻孔裂缝、以及涂层厚度和电导率等，测试频率 100 Hz～10 MHz，增益 30～100 dB，灵敏度 230～2000 V，重量只有 9.5 kg。

表 8.6-15 检测线圈分类

线圈类型	说明
穿过式线圈	套在线材、棒材、管材等被检件外径上
插入式线圈	插到被检件内孔或管子内作内壁探测
探头式线圈	放在板材、钢锭和棒材等被检件表面的线圈，特别适用于局部检测
叉式线圈	薄板、箔、金属化纸和类似的导电材料等被检件通过有两个臂的线圈
旋转式探头	在管材、棒材外壁旋转的线圈或在管子内壁或钻孔中旋转的线圈

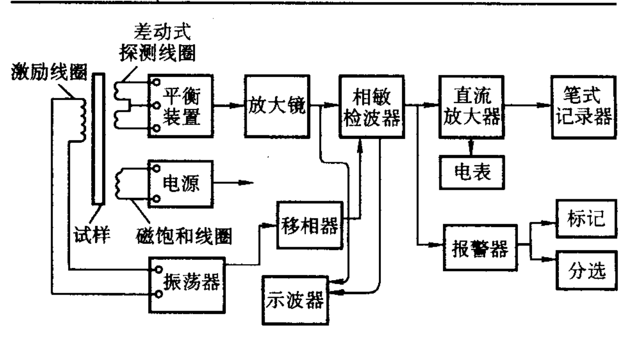


图 8.6-11 涡流探伤仪电路方块图

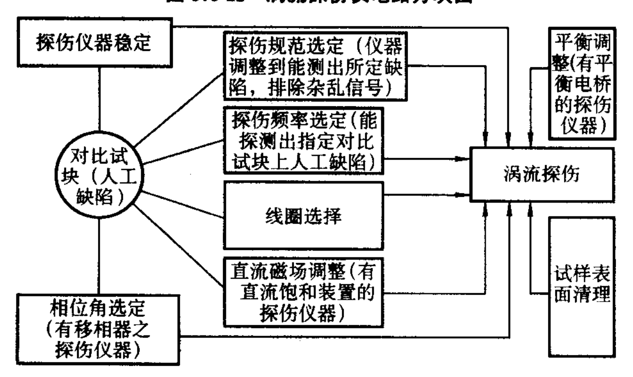


图 8.6-12 涡流检测操作程序

3　渗透法探伤

渗透法探伤可用于除表面多孔材料以外的各种金属、非金属、磁性、非磁性材料以零件表面开口缺陷检查。此方法不需要专门的设备，显示缺陷直观。

(1) 渗透检验的种类

渗透检验包括荧光法和着色法两大类。根据从零件上清洗渗透液的方法，渗透检验又可分为水洗型、后乳化型和溶剂清洗型三种。从显像类型上，又有干式显像和显式显像的区别。根据检查对象，可参考表 8.6-16 选择不同的渗透检验方法。表 8.6-17 列出一些常用探伤剂配方，现在市场上也有系列化的渗透探伤剂供用户选用。表 8.6-18 和表 8.6-19 列出了几种常用荧光物质的特性。

表 8.6-16　渗透检验方法的选择

检查对象	渗透检验方法					
	水洗型荧光法	后乳化型荧光法	溶剂清洗型荧光法	水洗型着色法	后乳化型着色法	溶剂清洗型着色法
细小裂纹、宽面浅裂纹、表面粗糙度低的零件		○			○	○
疲劳裂纹、磨削裂纹，其他细小裂纹		○	○			○
小型工件的批量检查	○			○		○
大型工件的局部检查			○			○
粗糙面检查	○			○		
没有暗室的场合				○	○	○
没有水电的场合						○

表 8.6-17　常用探伤剂配方

(1) 常用着色液配方

配方编号	配制顺序	成　分	成分比例 /%	常用清洗剂或乳化剂编号	显像剂编号	颜色
1	1 2 3	苏丹红 IV 航空润滑油（HP-8） 苯	1 g/100 mL 5 95	丙酮	1 号	红
2	1 2 3	苏丹红 IV 苯 煤油	1 g/100 mL 20 80	丙酮	1 号	红
3	1 2 3 4	苏丹红 IV 航空硝基苯 苯 煤油	1 g/100 mL 10 20 70	丙酮 {煤油 30 变压器油 70} 1 号	1 号 3 号	红
4	1 2 3	苏丹红 IV 航空润滑油（HP-8） 甲基异丁基酮	1 g/100 mL 5 95	丙酮	1 号	红
5	1 2 3 4	水杨酸甲酯 煤油 松节油 苏丹红 IV	30 60 10 1 g/100 mL	丙酮 {煤油 变压器油} 1 号	1 号 4 号 5 号	红
6	1 2 3 4 5	128 烛红 水杨酸甲酯 苯甲酸甲酯 松节油 煤油	0.7 g/100 mL 25 10 15 50	{变压器油 30 H（HP-8） 煤油 70} 1 号 2 号	1 号 3 号	红
7	1 2 3 4 5 6	乙酸乙酯 航空润滑油 松节油 变压器油 丁酸丁酯 苏丹红 IV	5 60 5 20 10 0.8/100 mL	3 号	6 号	红

续表 8.6-17

(1) 常用着色液配方

配方编号	配制顺序	成分	成分比例/%	常用清洗剂或乳化剂编号	显像剂编号	颜色
8	1 2 3 4	水 氯化钠 大红 表面活性剂	100 微量 0.8/100 mL 1 g/100 mL	水	8号 1号 2号	红
9	1 2 3 4 5 6 7	二甲基萘 α-甲基萘 200 溶剂汽油 萘 土混-60 三乙醇胺油酸皂 油溶红	15 20 52 1 g/100 mL 5 8 1.2 g/100 mL	水	7号	红
10	1 2 3 4	苏丹红 IV 变压器油 煤油 苯	1 g/100 mL 5 75 20	丙酮	1.3	红
11	1 2 3 4 5	甲基紫 苯 油酸 煤油 硝基苯	1.2 g/100 mL 25 10 60 5	丙酮	1号	紫
12	1 2 3 4 5	128 号烛红 苯 水杨酸甲酯 二甲苯 煤油	1.2 g/100 mL 1 g/100 mL 50 20 30	丙酮	1号	红
13	1 2 3 4	油溶橙 硝基苯 苯 煤油	2 g/100 mL 10 20 70	丙酮 {煤油 30 变压器油 70 1号	1号 3号	橙黄
14	1 2 3 4	油溶棕 硝基苯 苯 煤油	1 g/100 mL 10 20 70	丙酮 {煤油 30 变压器油 70 1号	1号 3号	棕

注：以上配方中：苏丹红 IV 号，大红，油溶橙（棕）[又称：塞列斯橙（棕）] 等均为着色颜料。

苯、煤油、汽油、水、水杨酸甲酯、苯甲酸甲酯、二甲基萘和 α-甲基萘等常作溶剂和渗透剂，最常用的渗透剂是煤油、汽油、航空润滑油、硝基苯。松节油及萘多为助溶剂，并调节黏度。土混积三乙醇胺油酸皂胺油酸皂，冲洗时起乳化作用。

(2) 常用清洗剂配方

配方编号	成分	成分比例/%	备注
1	工业丙酮 工业乙醇 乳化剂（OP-10）	10 40 50	溶剂型去色剂 可用干洗法（即不用水只用棉纱蘸少许擦干即可）
2	工业丙酮 油酸 乳化剂（平平加）	35 5 60	乳化型去色剂 去色时先乳化，而后用 50～60℃热水冲洗
3	工业乙醇 乳化剂（平平加）	100 120 g/100 mL	溶剂型去色剂 水溶后加热，互溶成膏状物可用

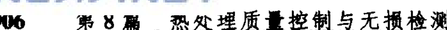
续表 8.6-17

(2) 常用清洗剂配方			
配方编号	成　　分	成分比例/%	备　　注
4	煤油 变压器油	30 70	乳化型去色剂 可用于干洗法

注：1. 对水洗性渗透液去色是可直接用水冲洗。
2. 对油溶性和溶剂性渗透液去色之前，需首先进行乳化和溶解处理，而后再水洗。
3. 可用与渗透液有一定互溶程度的低沸点溶剂（如乙醇、丙酮等）和乳化剂（主要是煤油、变压器油等）。

(3) 常用着色显像剂配方			
配方编号	成　　分	成分比例/%	备　　注
1	氧化锌白 苯 火棉胶（5%） 丙酮	5 g/100 mL 20 70 10	适用于浸、刷、喷 喷涂时应再加入 40 ~ 50 mL 丙酮稀释
2	丙酮 醋酸纤维素 氧化锌白	100 1 g/100 mL 5 g/100 mL	适用于喷、涂醋酸纤维素在丙酮中完全溶解后再加锌白
3	氧化锌白 工业丙酮 PιB 稀释剂 火棉胶（5%）	5 g/100 mL 65 20 15	适用于成批喷涂法，生产中成批检验用
4	油溶颜料锌白 苯 火棉胶（5%） 工业丙酮	5 g/100 mL 20 20 60	将锌白溶于苯中，再倒火棉与丙酮搅匀
5	过氯乙烯树脂 工业丙酮 二甲苯 油溶性锌白	30 g/100 mL 60 40 5 g/100 mL	适用于剥膜复印法 树脂倒入丙酮中充分溶解后加二甲苯，15 min 后再加锌白搅均
6	火棉胶（5%） 丙酮 乙醇 二氧化钛	45 40 15 5 g/100 mL	将二氧化钛溶于乙醇而后加入丙酮与火棉胶
7	氧化锌白 120 号汽油 乙醇 火棉胶 异丙醇	5 g/100 mL 15 50 15 20	此配方挥发性较差，低温时干得慢
8	水 表面活性剂 糊精 白色粉末	100 mL 0.01 ~ 0.1 g 0.5 ~ 0.7 g 6 g	此配方是水基显像剂，水是溶剂，糊精是限制剂
9	氧化锌白 工业丙酮 PιB 稀释剂 火棉胶（5%）	5 g/100 mL 40 10 50	适用于浸泡法 如要喷涂需加入丙酮 40% ~ 60%

注：1. ZnO、TiO_2、白色粉末（粉笔灰）、MgO 为吸附剂。
2. 丙酮、苯、二甲苯、水等为悬浮白色粉末的溶剂。
3. 火棉胶、醋酸纤维素、过氯乙烯树脂、糊精等为限制剂。



续表 8.6-17

(4) 常用荧光渗透剂配方

配方编号	配制顺序	成分	成分比例/%	备注
1	1 2	航空润滑油 煤油	15 85 } 体积	俄罗斯配方 润滑油价贵 灵敏度低，0.01 mm
2 Z-100 型	1 2	煤油 二蒽油	90 15 } 体积	沈阳铸造研究所配方 灵敏度：0.002～0.001 mm
3 Z-101 型	1 2	煤油 萘油	85 15 } 体积	沈阳铸造研究所配方 灵敏度：0.002 mm
4 P-100	1 2 3 4 5	二甲苯 (邻) 苯二甲酸二丁酯 石油醚 拜尔荧光黄 S101 塑料增白剂	25 12.5 62.5 0.2 g 0.1 g	上锅配方 拜尔荧光黄需进口 灵敏度为：0.001 mm
5 P-102	1 2 3 4 5	二甲苯 (邻) 苯二甲酸二丁酯 石油醚 拜尔荧光黄 S101 塑料增白剂	66.5 28.5 5 2.5 g/10 mL 1.6 g/10 mL	上海锅炉厂配方 二甲苯为基本溶剂 增加了荧光黄和增白剂的溶量，发光亮度大

注：1. 以上配方按配制顺序配制，在 15～38℃使用。
2. 2号3号配方配制时先将二蒽油或萘油加热到熔融状态后倒入煤油中搅拌均匀，使其充分溶解后再冷却至 10℃滤去杂质即可使用。
3. 硝酸、铬酸会使荧光质失效，因此探伤时应避免接触。

(5) 常用荧光显像剂配方

配方编号	配制顺序	成分	成分比例/%	备注
1	1 2	酒精 氧化镁	100 mL 5 g	适用于较光滑表面与 Z－100、Z－101 配用混合后纱布过滤
2	1 2 3	丙酮 醋酸纤维素 氧化镁	100 mL 1 g 5 g	适用于较粗糙表面 其他同上
3	1 2 3 4 5 6	火棉胶 丙酮 无水酒精 苯 二甲苯 锌白	55 16 14 } mL 9 6 5 g	
4	1 2 3 4	火棉胶 丙酮 二甲苯 油质锌白	35 50 15 5 g	适用于较光滑表面

表 8.6-18 几种固体荧光物质的性质

荧光物质	激活剂	发光颜色	发光波带最大值/nm	激发光谱/nm
CaS	Mn	橙黄色	600	接近紫外线，在 402 以下
CaS	Mn	绿色	510	接近紫外线，在 420 以下
CaS	Ni	红色	780	在 420 以下

续表 8.6-18

荧光物质	激活剂	发光颜色	发光波带最大值/nm	激发光谱/nm
CaS	Ni	蓝色	475	在 420 以下
ZnS	Mn	黄绿色	555	在 420 以下
ZnS	—	浅蓝色	465	在 440 以下
ZnS	Ag	蓝色	445	在 440 以下
ZnS	Mn	橙黄色	585	在 450 以下
$CaWO_4$	(Pb)	蓝色	440	不超过 300
$CaWO_4$	—	青白色		不超过 300
$MgWO_4$	—	青白色	480	不超过 320
(Zn + Cd) S	Ag	当浓度增大时由蓝到红各色		
(Zn + Cd) S	Cu	由蓝到红各色	590	接近紫外线，在 460 以下

表 8.6-19 液体荧光物质特征

液体发光物质	发光颜色	发光波段最大值/nm
煤油	浅蓝	400～240
矿物油	浅蓝	400～240
25%航空机油与煤油的混合油，加热到 50～90℃，比例为 1:2	浅蓝	约 460
变压器油和煤油的混合油，比例为 1:2 或 1:3，在混合后的总量中加 5%蒽油	亮青色	约 500
苯甲酸苯甲酯（用萤光黄饱和）100%中加入 PEB 增白剂 0.3%	绿色	

（2）渗透检验操作方法 几种渗透检验的操作程序参见表 8.6-20 和表 8.6-21。

表 8.6-20 渗透检验的操作程序

渗透检验方法		显像剂	操 作 程 序
荧光法	水洗型	干式	预清洗—渗透—清洗—干燥—显像—检查
		湿式	预清洗—渗透—清洗—显像—干燥—检查
	后乳化型	干式	预清洗—渗透—乳化—清洗—干燥—显像—检查
		湿式	预清洗—渗透—乳化—清洗—显像—干燥—检查
着色法			预清洗—干燥—渗透—清洗—干燥—显像—检查

表 8.6-21 推荐的渗透和显像时间

材 料	状 态	缺陷类型	渗透时间/min	显像时间/min
铝，镁、钢、黄铜，青铜	铸件和焊缝	冷隔、气孔、未焊合裂纹（各种状态）	5	7
钛及高温合金	挤压件、锻件板材	折叠、裂纹（各种状态）	10	7
硬质合金，工具钢		未熔合、气孔、裂纹	5	7
塑料	各种状态	裂纹	5	7
玻璃	各种状态	裂纹 5	7	
陶瓷	各种状态	裂纹 5	7	

注：1. 适用的温度范围为 15～50℃。
2. 所给渗透和显像时间无数为最少推荐值。
3.（渗透剂在工件上的渗透时间应按制造厂推荐意见，以达充分渗透），最长渗透时间为 60 min。
4. 显像时间为最小推荐值。干式，显像剂施加结束后开始计算；湿式在干燥后开始计算。
5. 排液时间应包括的在渗透时间内。

4　超声波探伤

超声波探伤是利用高频声波（>20 000 Hz）射入被检工件，再用探头接收信号而检测出零件内部或表面的缺陷。超声波探伤可用于检测锻件、轧制件、铸件及焊缝等内部的裂纹、气孔、夹杂、缩孔及未焊透等缺陷。

4.1　超声波探伤方法的种类

超声波探伤的分类如表8.6-22，其中按显示方法分类的四种类型的特点列于表8.6-23。表8.6-24中列出了几种探伤方法的比较，其中在工业中通常采用的是A型脉冲反射式探伤仪。脉冲反射探伤法按超声波在介质中传播方式分类及用途列于表8.6-25。

表8.6-22　超声波探伤分类表

按声波的连续性分类	连续探伤（共振式、调频式及穿透式）与脉冲探伤
按显示方式分类	声响显示与光电显示（A型、B型、C型与3D型）
按探头数分类	单探头、双探头及多探头探伤
按接触方式分类	直接接触法与水浸法探伤

表8.6-23　按显示方法分类的几种类型

类型	特　点
A型	声波在工件中传播遇到缺陷或底面就产生反射而被探头接收，超声波信号被转变成电信号并经放大后，在荧光屏上以脉冲信号显示出来
B型	把反射波作为辉度调制信号，缺陷以亮点表示
C型	缺陷以亮点表示，可显示工件内部缺陷的平面图像
3D型	把B、C型显示相结合，产生一个准三维的投影图像，能表示缺陷的形状、大小及空间位置

表8.6-24　超声波探伤方法比较

探伤方法	显示缺陷方式	优、缺点
脉冲反射法	被检物中传播的超声波脉冲在完整部位与缺陷的界面产生反射波，用示波管显示	仪器轻便，检验迅速，发现裂纹灵敏度高 直观性差，要求工件有较高表面质量，对检验人员技术要求高
连续发射法（投影法）	向被检物发射的超声波遇到缺陷后被界面反射回去，在缺陷背后形成声影	可检测的金属厚度大，对工件表面质量要求稍差，采用双探头，操作较复杂，缺陷尺寸小于波长则无法检出
超声波显像法（超声波显微镜）	声影透过声透镜及图像变换器显示出内部缺陷图像	直观性好，分辨力差，设备较复杂，操作不便

表8.6-25　脉冲反射法的几种类型

探伤方法	波型	主　要　用　途
垂直探伤法	纵波	铸件、锻件及轧件等的内部缺陷检测，有时也用于焊缝及管件内部缺陷检测
斜角探伤法	横波	焊缝及管件等的内部缺陷检测
表面波探伤法	表面波	表面缺陷检测
板波探伤法	板波	薄板缺陷检测

4.2　超声波探伤仪

（1）超声波探伤仪的性能

表8.6-26列出了超声波探伤仪的主要性能要求内容，仅供用户选择设备时参考。

表8.6-26　A型脉冲反射式超声波探伤仪主要性能水平分级

序　号	项　　目	合　格　品	一　等　品	优　等　品	备　　注
1	探伤灵敏度余量	使用晶片直径≤20 mm的直探头，在2.5 MHz工作频率下，能发现ϕ70 mm×225 mm标准试块，距表面深度为200 mm的ϕ2 mm平底孔，在满足本规定的电噪声电平的情况下，其反射波高度为垂直刻度的100%时，增益余量≥30 dB	增益余量≥36 dB	增益余量≥46 dB	
2	分辨力	使用晶片直径≤ϕ20 mm的直探头，在2.5 MHz的频率下，其分辨力x值≥15 dB	x≥18 dB	x≥22 dB	
3	盲区	在一定灵敏度（与灵敏度测试条件相同），能发现距表面距离≤25 mm的ϕ2 mm平底孔，其反射波幅不小于满刻度的50%，其前沿和始波后沿相交的高点不大于10%	≤20 mm	≤15 mm	
4	垂直线性误差	≤8%	≤6%	≤5%	
5	动态范围	≥24 dB	≥30 dB	≥30 dB	
6	水平线性误差	≤2%	≤1%	≤1%	
7	衰减器衰减范围 衰减器衰减精度	≥60 dB 每12 dB±1.5 dB	≥80 dB 每12 dB±1.0 dB	≥80 dB 每12 dB±0.5 dB	

续表 8.6-26

序 号	项 目	合 格 品	一 等 品	优 等 品	备 注
8	回波频率误差	实际	实际	≤标称频率的 15%	
9	电噪声电平	≤8%	≤6%	≤4%	
10	垂直极限	不少于示波屏有效垂直高度的 80%	不少于示波屏有效垂直高度的 80%	不少于示波屏有效垂直高度的 80%	
11	垂直线性范围	为垂直刻度的 12% ~ 100%	5% ~ 100%	5% ~ 100%	
12	水平极限	超过满刻度的 10%	超过满刻度的 15%	超过满刻度的 15%	
13	连续运行可靠性	在室温下通电 4 h，允许灵敏度变化≤±2 dB，允许深度变化小于满刻度的 2%，其他保持合格品指标	灵敏度变化<±1.5 dB 深度变化小于 2%，其他保持一等品指标	灵敏度变化≤1 dB，深度变化小于 2%，其他保持优等品指标	每小时观察一次
14	探伤深度档级	最小档级≤100 mm，各档应能连续覆盖	最小档级≤100 mm，各档应能连续覆盖	最小档级≤100 mm，各档应能连续覆盖	
15	耐压	电源进线与机壳之间 50 Hz、750 V，1 min、无闪烁现象	电源进线与机壳之间 50 Hz、750 V、1 min、无闪烁现象	电源进线与机壳之间 50 Hz、750 V、1 min、无闪烁现象	
16	电源电压波动 ±10% 时的灵敏度变化	≤±2 dB	≤±1.5 dB	≤±1 dB	
17	重量（体积）	实际	实际	同国际同类仪器水平相近	
18	耗电量	实际	实际	同国际同类仪器水平相近	

（2）便携式超声波探伤仪

市场上的超声波探伤仪大多是小型便携式，既可以在工厂车间里用来检测各种钢板焊缝、锻件和热处理零件的内部缺陷，也可适用于机械、能源、交通、石油等部门的流动性野外或高空探伤作业。表 8.6-27 列出了几种便携式超声波探伤仪的技术参数。

表 8.6-27 几种便携式超声波探伤仪的技术参数

型 号	探测范围	工作频率 /MHz	脉波移位 /mm	垂直线性误差/%	水平线性误差/%	特 点
LA-1	10 ~ 5 000	0.5 ~ 10				单/双探头
CTS-22A	10 ~ 5 000	10	400			交/直流供电
CTS-2200	10 ~ 5 000	0.4 ~ 10	≥800	≤3	≤1	
CTS-2000	0 ~ 5 000	0.5 ~ 4/0.8 ~ 8/2 ~ 20	-10 ~ 1 000			
USD10NF	0 ~ 10 000	0.4 ~ 20	≤10 000			

4.3 试块

试块是超声波探伤重要参考依据，其用途包括：确定合适的探伤方法，确定探伤灵敏度、评价缺陷大小、校验仪器及测试探头的性能。试块一般是按照国际标准或国家标准制做，有时为了特殊要求也可制做专用的参考试块。

试块的制做可参考专门的手册。

4.4 探头

根据产生超声波波型的不同，探头可分为纵波探头（也称直探头、平探头）、横波探头（也称斜探头、斜角探头）和表面波探头；根据探伤方法可分为接触探伤探头和水浸探伤探头；若探头的发射功能与接受功能是由两个晶片分别承担的，称为双晶片探头或联合双探头；若将超声波探头和声透镜或凹曲反射面组合在一起，使探头的声束聚成一点或一条线，称为聚焦探头；有些探头的入射角是可以变化的，称为可变角探头。

（1）直探头

一般用于手工操作，通过少量液体耦合剂与被探工件直接接触，进行人工扫查，要求被探工件表面平滑光洁。直探头的基本结构如图 8.6-13。

（2）斜探头

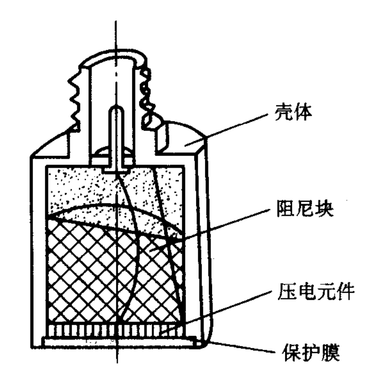
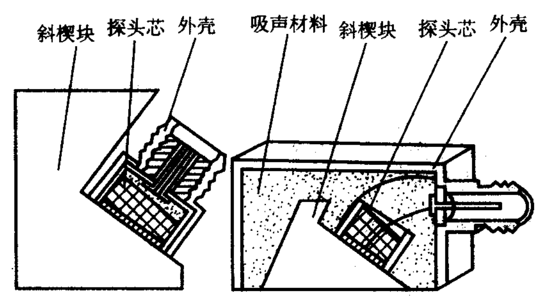


图 8.6-13　直探头的结构

斜探头（图 8.6-14）是在压电元件和被测材料之间用一斜楔块构成一固定的入射角，将压电元件发射的纵波转换成横波和表面波。横波斜探头以钢中折射角的正切值 K（$K=\tan\beta$）标称。表 8.6-28 所列为 JB/T 1152—1981 规定采用的斜探头 K 值。如果被探材料中的横波折射角大于 90°，由波型转换得到沿被测材料表面传播的表面波，这种斜探头称为表面波探头。横波斜探头适用于探测锻件内折叠及裂纹、轧制件内撕裂及裂纹、焊缝及母材中的裂纹、材料中的疲劳裂纹等缺陷。

表 8.6-28　采用的斜探头 K 值

板厚 T/mm	K 值
8～25	3.0～2.0
>26～26	2.5～1.5
>46～120	2.0～1.0



(a) 有机玻璃斜探头　(b) 金属壳斜探头

图 8.6-14　斜探头的结构

(3) 联合双探头

联合双探头结构如图 8.6-15。它可弥补普通直探头探测近表面缺陷的盲区大及分辨率低的缺点。联合双探头主要用于探测近表面缺陷的盲区大及分辨率低的缺点。联合双探头主要用于探测近表面缺陷和薄工件的测厚。

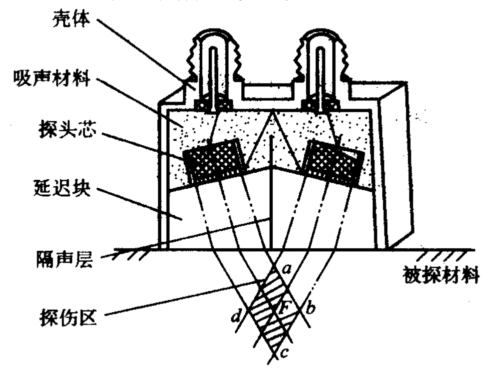


图 8.6-15　联合双探头的结构

(4) 聚焦探头

聚焦探头的结构如图 8.6-16 所示。

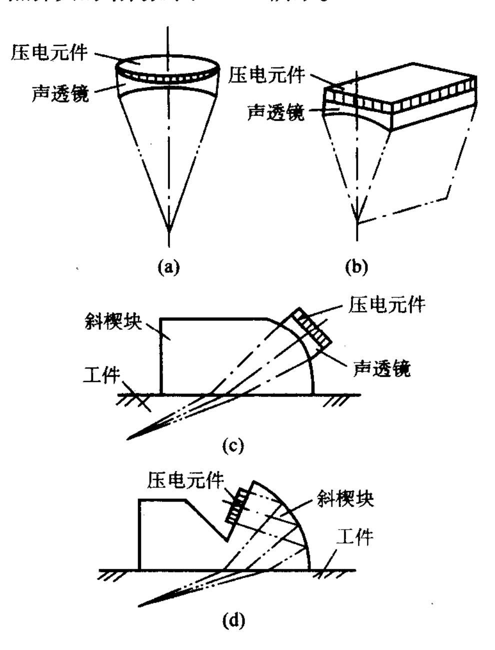


图 8.6-16　聚焦探头的几种类型

4.5　检测

(1) 耦合剂的选用

选择耦合剂应保证良好的透声性，尽量选择声阻抗与试件声阻抗相近的介质。表 8.6-29 中列出了常用耦合剂的声阻抗值。各种耦合方法及常用耦合剂列于表 8.6-30。

表 8.6-29　常用耦合剂声阻抗

耦合剂种类	声阻抗/$MPa\cdot s\cdot m^{-1}$
水玻璃	40
甘油	2.4
CMC5%水溶液	1.6
水	1.5
马达油	1.3

(2) 频率选择

频率愈高，波长愈短，越能发现小缺陷。频率愈高，脉冲宽度愈小，分辨力就愈强，有利于相邻两个缺陷的探测。然而，频率过高将会增大超声波在工件内传播过程中的衰减，降低穿透能力，并且频率愈高，要求工件表面粗糙度越低。在使用垂直探伤法、斜角探伤法和水浸探伤法时，一般选用超声波频率以 1～5 MHz 为宜。表 8.6-31 列出了超声波探伤频率的一些常用标准。

(3) 灵敏度的选择与调节

探伤灵敏度是指在规定范围内对最小缺陷的检出能力，用规定范围内的标准反射值及衰减余量表示。表 8.6-32 列出调节灵敏度的两种方式。

(4) 缺陷分析

1) 缺陷定位　缺陷在工件中的位置依据反射波出现在荧光屏上的位置确定。采用纵波垂直探伤时，缺陷定位如图 8.6-17 和图 8.6-18 所示，按工件厚度 T 调整仪器的时间扫描线，在荧光屏上出现缺陷波 F 及底波 B，则缺陷在工件中的位置为：

表 8.6-30　耦合技术与耦合剂

耦合方法	耦合特点	常用耦合剂		备　注
直接接触法	探头与试件探测面之间涂有很薄的耦合剂层	低粗糙度水平探测面	机油	操作方便；检出缺陷灵敏度高；是实际探伤中应用最多的方法；要求探测面粗糙度低
		倾斜、垂直、底面探测面	黏度较大的全损耗系统用油（机油）或水稀释甘油	
		粗糙表面或曲面	甘油或水玻璃	
间接接触法	探头与试件探测面间填加黏度较大的耦合剂或采用多层介质耦合技术	透声性能较好的耦合剂（甘油或水玻璃），浆糊		主要用于探测面粗糙、低精度的粗探伤
液浸法	探头与试件探测面之间充满液体，而且液层较大	水		探测面粗糙程度对探伤结果影响小；操作较复杂；需专用设备；波束指向性较差

表 8.6-31　选用探伤频率的一些规定

标　准	探测频率的选用	适用条件
JB/T 1152—1981	一般选用 2.5 MHz，板厚较薄时可采用 5 MHz	单斜探头，对接处厚度为 8 ~ 120 mm 的锅炉和压力容器焊接探伤
ASTM A388—1980	直射波检验宜用 $2\frac{1}{4}$ MHz；对于粗晶奥氏体材料和长距离探测最好用 1 MHz，在很多情况下甚至可能要用 0.4 MHz。为了得到更好的分辨力、穿透力或缺陷检测能力，也可采用其他频率 斜射波检验（环形和空心锻件），除了因为壁厚、外径内径比值或其他几何形状而得不到校准的结果以外，应采用 1 MHz 的 45°斜探头	大型锻件探伤
NDIS 2411—1980	垂直探伤，原则上使用 1 MHz、2 MHz（或 2.5 MHz），但近距离探伤时，可采用 5 MHz 或 4 MHz 斜射法探伤，原则上使用 1 MHz、2 MHz（或 2.25 MHz）	厚度 100 mm 以上碳钢低合金钢锻件
JISZ 2344—1978	原则上如下所列，其中加括号的尽量不要采用：0.4、(0.5)、1、2、(2.25)、(3)、(4)、5、(6)、10、(15) 探伤时考虑到有关因素从上列各值中选择探伤频率 不论垂直法、斜射法或水浸法，通常大多采用 1 ~ 5 MHz	金属材料
ANSL/ASTM A745—1977	实际探伤时，按下列原则确定检验频率： 1）标称探测频率为 2 ~ 5 MHz，然而该频率应用常因衰减而受限制 2）通常采用 1 MHz 3）必要时也可采用 0.5 MHz 或更低（经协商）	奥氏体钢锻件，直射法、斜射法或两者兼用
JIS Z3060—1975	板厚 < 75 mm，可采用 5 或 2（或 2.5）MHz 板厚 > 75 mm，2（2.25）MHz	钢的焊缝

表 8.6-32　调整灵敏度的方式

名　称	利用试块的方式	利用底面回波的方式
确定步骤	选择试块→探头在试块上放置、耦合→探伤仪灵敏度调节控制→试块人工缺陷回波达到规定高度	选择试件无缺陷部位的底面→探头在试件上放置、耦合→探伤仪灵敏度调节控制→底面回波达到规定高度→按验收标准规定的 dB 值或计算的 dB 值（当量法）增益或衰减
优缺点	可直观比较相互探伤的结果。当采用材质、厚度或表面粗糙度与试件不同之试块时，需进行灵敏度调节的修正	不用试块； 厚度不足近场长度三倍、倾斜凹凸不平底面及截面小于波束截面的试件均不宜采用此法
应用范围	用于难以找到底面回波的探伤，斜角探伤	用于锻件等工件探伤，垂直探伤

$$h = \frac{L_F}{L_B} \times T \qquad (8.6\text{-}1)$$

斜角探伤法的缺陷定位参照图 8.6-17，基本公式为：

$$h = s\cos\beta \qquad (8.6\text{-}2)$$

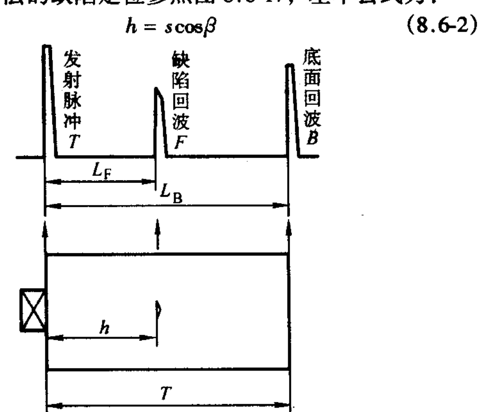


图 8.6-17 垂直探伤法缺陷定位

$$h = s\sin\beta \qquad (8.6\text{-}3)$$

式中，s 为声程；β 为折射角；h 为缺陷至探测面垂直距离；P 为缺陷至入射点水平距离。

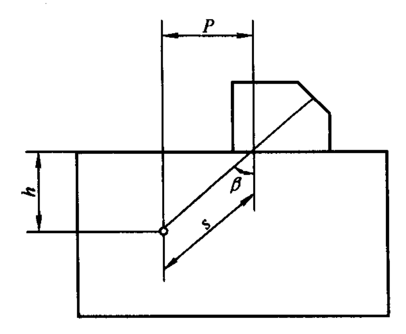


图 8.6-18 斜角探伤法缺陷定位

2）缺陷定量 用波高、当量或“指示长度”表达缺陷尺寸的各种缺陷定量方法列于表 8.6-33。

表 8.6-33 超声波探伤缺陷定量方法

分类	方法名称	方法要点	应用特点
波高定量法	缺陷回波高度法	以缺陷回波高度（绝对值法）或缺陷回波高度与屏高（饱合点高度）之比（相对值法）表示缺陷大小	不用试块、缺陷大小及探伤灵敏度均可在工件上确定，操作方便；F/B 等比值不受探测面状态和耦合条件等的影响，但随灵敏度、探头尺寸与频率、缺陷测距等的变化而变化 仪器垂直线性良好时，距离－波幅曲线可直接绘制在荧光屏上，可直接读出缺陷大小；仪器垂直线性不佳时，则利用衰减器读数表示相对波高制作距离－波幅曲线
	底波高度百分比法	用缺陷回波与同时显示的度件底面回波高度之比（F/B）或缺陷回波与无缺陷部位底面回波高度之比（F/B_G）表示缺陷大小	
	距离波幅曲线法	用计算法或实测法绘制的距离－波幅（dB）曲线表面反射波高度随距离的变化（反射体一定时），该曲线一般由定量线、测长线和判废线组成	
当量定量法	当量试块比较法	相同测试条件下，缺陷回波与同声程的人工缺陷试块反射波高相同，则该人工缺陷试块反射波高相，则该人工缺陷尺寸即为缺陷当量	一般用于缺陷尺寸小于声束截面的场合 方法直观易懂，当量概念明确 试块比较法需制作大量人工缺陷试块，目前已很少使用 AVG 法克服了需用大量试块的缺点，但限于测距大于三倍近场长度缺陷、且要求试件截面尺寸大于声束
	AVG 曲线法	预先利用计算法或实测法制作“标准化距离 A、标准化回波高度 V 及缺陷标准化尺寸 G 关系曲线”（AVG）。按测得的缺陷距离及回波高度即可由 AVG 曲线确定缺陷当量值	
探头移动定量法	相对灵敏度测长法	使缺陷回波最大值为基准值，将其增益 6 dB，使缺陷回波再恢复到基准值的探头移动距离即为“缺陷指示长度”——6 dB 测长法。若增益为 10 dB、12 dB 等则称为 10 dB 法及 12 dB 法等 从缺陷回波高度（最大值）开始到回波高度降低一半为止的探头移动距离作为“缺陷指示长度”——半波高度法	适用于缺陷尺寸大于声束截面的场合相对灵敏度法以缺陷波高为基准，在测量不同长度缺陷时灵敏度相应有所变化。增益 dB 值愈大，愈能将短缺陷评价为长缺陷 6 dB 法应用较普遍 半波高法与 6 dB 法实质相同，半波高法操作简便，但对于垂直线误差较大仪器宜用 6 dB 法
	绝对灵敏度测长法	在仪器灵敏度一定的情况下，缺陷回波高度降到规定位置时的探头移动距离作为“缺陷指示长度”	绝对灵敏度测长法简单、直观，易用于自动探伤，但易产生缺陷定量过大或过小现象

5 X 射线探伤

X 射线探伤是无损检测的最常用手段。X 射线探伤仪能够快速、无损伤、精确地检测出工件内部的裂纹、气孔、夹杂等缺陷，并可安置在流水生产线之中，实现在线适时检测。适用于机械、车辆、桥梁、航空、锅炉、高压容器、造船、石化、管道行业的材料、焊接及零部件的质量检查。

X 射线探伤是利用射线透射过被检验工件来发现其内部的缺陷。常用的是 X 射线照相法、荧光屏观察法和 X 射线电视法。

5.1 X 射线探伤设备

表 8.6-34～表 8.6-43 列出了部分国内外 X 射线探伤设备的性能参数。选用 X 射线探伤设备时重要的是选择设备的穿透能力，X 射线管电压与穿透能力的关系可参考图 8.6-19 和表 8.6-44。

表 8.6-34 国产携带式 X 射线机主要性能及技术规范（丹东仪器厂）

序号	项目	型号	技术数据			
			TX1605 – 2	TX2005 – 2	TX2507 – 3	TX3006 – 3
1	输入	电压/V	220	220	220	220
		周率/Hz	50	50	50	50
		相数	单相	单相	单相	单相
		最大容量				
2	输出	X 射线管两端高压峰值/kV·A	160	200	250	300
		阳极电流（平均值）/mA	5	5	7	6
3	射线管	型号				
		焦点面积/mm²	2.5×2.5	2.5×2.5	3.0×3.0	3.0×3.0
		射线角度	40°±1°	40°±1°	40°±1°	40°±1°
		冷却方式	油浸自冷	油浸自冷	油浸自冷	油浸自冷
4		最大容量最长连续工作时间	工作 5 min 休息 5 min	工作 5 min 休息 5 min	工作 5 min 休息 5 min	工作 5 min 休息 5 min
5		射线最大穿透厚度（钢铁）/mm	铅箔增感：20 荧光增感：30	铅箔增感：30 荧光增感：45	铅箔增感：40 荧光增感：60	铅箔增感：50 荧光增感：70
6	体积	操纵台（长×宽×高）/mm	380×337×214	380×337×214	455×380×265	455×380×265
7	质量	操纵台/kg	20	20	30	30
		X 射线发生器/kg	40	40	105	105

表 8.6-35 国产携带式 X 射线机主要性能及技术规范（上海探伤机厂）

序号	项目	型号	技术数据				
			TX-1005	TX-505	TX-2005	TX-2505	TX-3005
1	输入	电压/V	220	220	220	220	220
		周率/Hz	50	50	50	50	50
		相数	单相	单相	单相	单相	单相
		最大容量/kV·A	1	1.2	1.5	1.8	2.5
2	输出	X 射线管两端高压峰值/kV·A	100	150	200	250	300
		阳极电流（平均值）/mA	5	5	5	5	5
3	射线管	型号	3BEY1-100， 5 mA	X1505	X2005	X2505	X3005
		焦点面积/mm²	2.3×2.3	2.5×2.5	3×3	3×3	3×3
		射线角度	38°	38°	40°	40°	40°
		冷却方式	油浸自冷	油浸自冷	油浸自冷	油浸自冷	油浸自冷
4		最大容量最长连续工作时间/min	5	5	5	5	5
5		射线最大穿透厚度(钢铁)/mm	12	30	43	54	62
6	体积	控制箱（长×宽×高）/mm	385×305×179				
		射线柜/mm	ϕ246×406	270×205×600	420×260×650	420×260×670	480×310×865
7	重量	控制箱/kg	22				
		射线柜/kg	23	35	55	63	97

表 8.6-36 国产移动式 X 射线机技术规范

项目 \ 型号	TY0530	TY1512	TG1512/4－1	TY2020－1	TX2515	TY4010/4－2
管电压/kV	50	150	150	200	250	400
管电流/mA	30	12（大焦点） 4（小焦点）	12（大焦点） 4（小焦点）	20	15	10（大焦点） 4（小焦点）
焦点尺寸/mm	1.5×1.5 或 1.8×1.2	2.5×2.5 1.0×1.0	2.5×2.5 1.0×1.0	ϕ10 或 6×6	4×4	4×4 1.8×1.8
穿透厚度/mm	30（Al）	20（Fe 铅箔增感） 30（Fe 荧光增感）		60（Fe）	74（Fe） 200（Al）	100（Fe 铅箔增感） 120（Fe 荧光增感）
外形尺寸/mm	1 830×650 ×1 810	1 100×900× 2 100	1 750×1 000 ×1 200	2 200×2 500 ×850	1 500× 750×650	1 510×780×1 940
总质量/kg	250		2 500	800	500	1 800

表 8.6-37 比利时波涛 X 射线探伤机性能参数表

型号	输出电压范围/kV	最大钢穿透力/mm	焦点尺寸/mm
D2258	80～225	46	ϕ2.5×2.5
D3006	100～300	64	ϕ2.5×2.5
D3605	160～360	82	ϕ2.5×2.5
D2257	80～225	44	ϕ5×0.5
D3003	100～300	56	ϕ5×0.5
D3005	100～300	61	ϕ5×0.5
D3605	160～360	82	ϕ5×0.5

表 8.6-38 日本理工 RIX-200MC 型 X 射线探伤机性能参数

型号	RIX—200MC	RIX—300MC
输出电压/kV	最大 200 60～100 100～200 管电流 3 mA	最大 300 160～200 200～300
电源/V	180～240，50/60 Hz	180～240，50/60 Hz
焦点尺寸/mm	2.0×2.0	2.5×2.5
穿透力/mm	钢 28 钢 50	
功率/kV·A	1	1.5

表 8.6-39 国内时代公司 X 射线探伤机性能参数表

型号	X 射线管	管电压/kV	管电流/mA	焦点尺寸/mm	外形尺寸/mm		质量/kg	
					发生器	控制器	发生器	控制器
TF3120GD	玻璃、定向	100～250	5	1.5×1.5	286×242×650	378×372×174	22	13
TF3120GP	玻璃、平靶、周向			1.0×3.5				
TF3120GC	玻璃、锥靶、周向			1.5×3.5				
TF3125GD	玻璃、定向	150～250	5	2×2	328×278×750	378×372×174	37	13
TF3125GP	玻璃、平靶、周向			1.0×2.5				
TF3125GC	玻璃、锥靶、周向			1.0×2.5				
TF3130CD	陶瓷、定向	170～300	5	2.5×2.5	370×312×747	378×372×174	40	13
TF3130GD	玻璃、定向			3.5×3.5	370×312×780			
TF3130GP	玻璃、平靶、周向			1×3.5				
TF3130GC	玻璃管、锥靶、周向			1×3.5				

表 8.6-40　日本理学公司 X 射线探伤机性能参数表

名称	300 周向	250 周向	200 周向	300 定向	250 定向	200 定向
型号	300EG-B2F	250EC-B2F	200EG-B2F	300EG-S3	250EG-S3	200EG-S3
容量/kV	200 ~ 300	150 ~ 250	70 ~ 300	200 ~ 300	200 ~ 300	200 ~ 300
穿透能力/mm	52	42	27	54	42	29
焦点尺寸/mm	1.0×2.5	1.0×2.4	2.0×2.0	2.5×2.5	2.0×2.0	2.0×2.0
功率/kVA	2.4	1.8	1.4	2.2	3.6	2.4
质量/kg	发射管 54 控制箱 25	发射管 33 控制箱 22	发射管 21 控制箱 22	发射管 35 控制箱 25	发射管 25 控制箱 20	发射管 20 控制箱 19

表 8.6-41　德国 ERESCO-PROGRAMM－73 携带式 X 射线机技术规范

项目 \ 型号	160/5	160/10	200/8	250/5RK	250/6R	260/6	300/5	300/5RK
高压可调范围/kV	30 ~ 160	40 ~ 160	40 ~ 200	40 ~ 200	50 ~ 250	60 ~ 260	60 ~ 300	60 ~ 300
管电流/mA	5	10	8	5	6	6	5	5
射线角度	40°	40°	40°	360°×50°	360°×40°	40°	40°	360°×50°
焦点面积/mm²	1.2×1.2	2.3×2.3	2.3×2.3	4×1	4.8×4.8	2.3×2.3	2.3×2.3	4.8×1
穿透厚度（Fe）/mm	18	22	33	22	40	45	50	48
射线发生器质量/kg	30	43	43	41	65	80	80	95
操纵台尺寸/mm	430×210×310	597×236×366	597×236×356	ϕ280×782	ϕ300×994	823×292×447	823×292×447	ϕ340×1 090

表 8.6-42　德国移动式 X 射线机技术规范

型号 \ 项目	射线管型号	管电压/kV	小焦点管电流/mA	大焦点管电流/mA	小焦点尺寸/mm	大焦点尺寸/mm	窗口材料及厚度/mm	射线角度
ISOVOLT100	100/6C	100	—	6	—	0.6×0.6	0.75Be	30°
	100/10	100	—	10	—	1.5×1.5	1Be	40°
ISOVOLT150	150/20C	150	—	20	—	3×3	3Be	40°
	150/20	150	4	20	0.4×0.4	3×3	3Be	40°
	150/47R	150	—	15	—	1.5×5	0.4Cu	360°×30°
	150/63R	150	—	15	—	1.5×5	0.4Cu	
ISOVOLT300	300/10	300	4	10	1.2×1.2	4×4	2.5Al	40°
	300/10A	300	4	10	1.2×1.2	4×4	2.5Al	40°
	300/8R	300	—	8	—	1.5×4	0.4Cu	360°×30°
ISOVOLT400	400/10	400	4	10	1.8×1.8	4×4	4Al	40°

表 8.6-43　日本理学（rigaku）携带式 X 射线机技术规范

项目 \ 型号	100GS	130G	160EG	160EG-360°	200EG	200EG-360°	250EG	250EC-360°
管电压调节范围/kV	10 ~ 50 50 ~ 100	30 ~ 130	40 ~ 160	40 ~ 160	80 ~ 200	80 ~ 200	70 ~ 250	70 ~ 250
管电流/mA	10 （10 ~ 50 kV） 5 （50 ~ 100 kV）	3/5	5	5	5	5	5	3
穿透厚度/mm	100（Al） 10（Fe）	130（Al） 35（Fe）	50（Fe）	45（Fe）	70（Fe）	65（Fe）	85（Fe）	80（Fe）
焦点尺寸/mm	1×1	1.5×1.5	1.5×1.5	2.5×2.5	2.1×2.1	2.5×2.5	2.3×2.3	2.5×2.5

续表 8.6-43

项目 \ 型号	100GS	130G	160GE	160GE-360°	200EG	200EG-360°	250EG	250EC-360°
X 射线发生器尺寸/mm	570×323×205	570×323×205	ϕ280×825	ϕ330×600	ϕ326×695	ϕ326×695	ϕ356×810	ϕ356×810
操纵台尺寸/mm	453×405×217	300×250 190	453×405×217	453×405×217	453×405×217	453×405×217	453×405×217	453×405×217
X 射线发生器质量/kg	27	28	28	33	38.5	45	55.5	55.5
操纵台质量/kg	20	13	22	23	23	23	23	23

表 8.6-44 几种金属的射线探伤等效系数的近似值（以钢为基础）

金属或合金	使用的射线能量											
	50 kV	100 kV	140 kV	220 kV	250 kV	400 kV	1 000 kV	2 000 kV	6～31 MeV	镭	钴 60	铱 192
铝（1100）	0.08	0.08	0.12	0.18								
铝（2024）	0.12	0.12	0.13	0.14								
镁	0.05	0.05	0.05	0.08								
碳钢	1.0	1.0	1.0	1.0	1.0	1.0	1.0	1.0	1.0	1.0	1.0	1.0
不锈钢	1.0	1.0	1.0	1.0	1.0	1.0	1.0	1.0	1.0	1.0	1.0	1.0
铜		1.5	1.5	1.4	1.4							
蒙乃尔合金		1.7	1.5	1.2								
铅			14.0	11.0			3.0	2.5	2.4	2.3	2.3	4.0
锆		2.4	2.0	1.9	1.7	1.5	1.0					
铀					18.0	16.0	12.0					

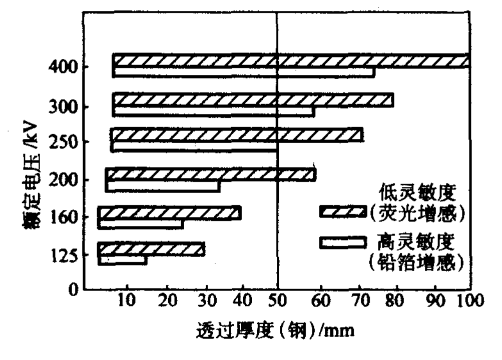


图 8.6-19 X 射线机额定管电压与透过厚度关系

5.2 X 射线照相

X 射线照相是利用 X 射线透过被检测工件时，由于工件完好部位与有缺陷部位对射线能量的吸收程度不同，从而用感光胶片记录下缺陷部位的阴影图片。

（1）射线能量选择

射线能量是影响透照厚度和透照灵敏度的关键。表 8.6-45 列出了 X 射线机管电压与透照钢板厚度的关系。

（2）增感屏

在射线探伤中，常常要在胶片两侧贴加增感屏，以增加胶片感光速度，减少射线透照时间。增感屏的选用参见表 8.6-46。

（3）胶片

表 8.6-45 X 射线管电压与透照钢板厚度

管电压/kV \ 增感屏 \ 胶片	增感胶片/mm		非增感胶片/mm					
			高感度（粗粒子）	中感度（微粒子）		低感度（超微粒子）		
	荧光增感	金属荧光增感	铅箔（0.03 mm）	铅箔	金属荧光增感	铅箔	金属荧光增感
125	30	25	20	12	20	9	12
160	45	40	32	20	32	15	20
185	55	48	40	26	40	20	26
200	60	52	45	30	45	25	30
250	75	65	55	42	55	35	40
300	95	85	70	55	70	45	50
400	130	115	100	80	100	65	75

注：焦距：600 mm；曝光时间：数分种。

常用胶片按粒度分类如表 8.6-47。

(4) 缺陷评定

有产底片评定的常用标准与法规以及常见伪缺陷参见表 8.6-48 和表 8.6-49。

5.3　X 射线电视探伤

X 射线电视探伤的优点是：①省去底片处理手续，可即时给出探伤结果；②检查效率高，能实现自动化流水作业；③检查人员可远离 X 射线源，有效地解决防护问题。图 8.6-20 示出了带有图像增强器的工业 X 射线电视装置系统方块图。

5.4　射线 CT 技术

射线 CT 技术是断层照相技术，一般是使用高能 X 射线

表 8.6-46　增感屏的选用

射线种类	增感屏材料	前屏厚度/mm	后屏厚度/mm
< 120 kV	铅	—	> 0.10
120 ~ 250 kV		0.025 ~ 0.125	
250 ~ 400 kV		0.005 ~ 0.16	
1 ~ 3 MeV			1.00 ~ 1.60
3 ~ 8 MeV	铜、铅		
8 ~ 35 MeV	钽、钨、铅		—
Ir192	铅	0.05 ~ 0.16	≤0.16
Co60	铜、钢、铅	0.50 ~ 2.00	0.25 ~ 1.00

表 8.6-47　胶片按粒度的大体分类

胶片分类	超　微　粒	微　粒	细　颗　粒	粗　颗　粒
照相速度	最慢	慢	较快	快
增感方式	一般不用增感或用铅增感屏	一般不用增感或用金属增感屏	一般不用增感或用金属增感屏，满足灵敏度条件可用荧光增感屏	荧光增感屏
应用	要求很高灵敏度、特别重要工件的照相	特殊要求的射线照相	一般要求的射线照相	感光速度快、质量要求不高的射线照相
常用牌号	比利时三角牌 D_2 型，英国依尔福 B 型，俄罗斯 PT-5 型，柯达 R、M 型，富士 50°	比利时三角牌 D_4 型，英国依尔福 C 型，俄罗斯 PT-4 型，天津 V 型，柯达 T 型，富士 80°	比利时三角牌 D7 型，英国依尔福 F 型，俄罗斯 PT-3 型，天津 Ⅲ 型，柯达 AA 型，富士 100	比利时三角牌 D_{10} 型，英国依尔福 G 型，俄罗斯 PT-2 型，天津 Ⅱ 型，柯达 RP 型，富士 400°

表 8.6-48　底片评定的有关标准法规

适用范围 \ 名称	中国标准	日本标准	DIN 标准	美国法规和标准	备注
铸件验收标准	HB967—1970 HB966—1970 HB5131—1979	JIS G0581—1968； JSI H0522—1969： JCSS G2—1980	DIN17248 DIN1690 第 2 部分	ASTME186—1975、E280—1975、E466—75ASME 第 Ⅷ 卷第一章附录 7	DIN 验收标准以 ASTM 参考照相 E466、E186、E280 为基准
焊接验收标准	GB3323—1987	JIS Z3104—1968； JIS Z3105—1977； JIS Z3106—1971； JIS Z3107—1973	DIN8563 第 3 部分	ASTM E390-1975；ASME 第 Ⅷ 卷第 2 章第 1 ~ 5 部分、附录 8	DIN 包括验收标准的说明

表 8.6-49　常见的伪缺陷

底片上的痕迹	产　生　原　因
水波状黑色细条纹	胶片受潮膨胀、表面起皱
类夹杂物斑纹	冲洗不净；增感屏污垢、剥落、增感作用下降
淡密度圆形斑点	胶片表面附有小气泡
黑色条纹	显影时摇动不匀
类裂纹影像	受压受折、胶片感光
形状不一之斑点或黑边淡密度斑点	未显影时，胶片沾有显影液
指纹斑点	手不洁并接触胶片

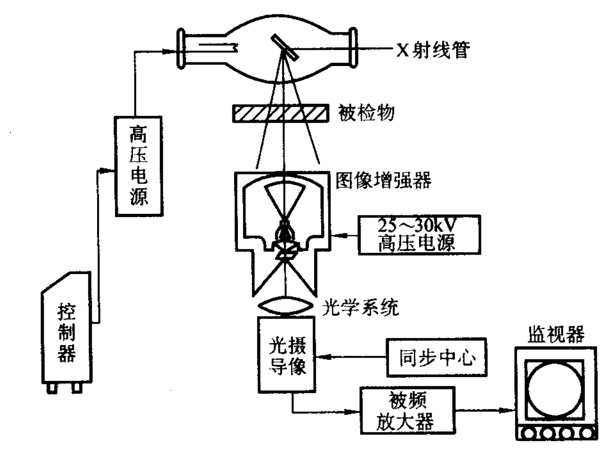


图 8.6-20　带有图像增强器的工业 X 射线电视装置系统方块图

或γ射线源，射线透过零件后被辐射探测器接受，它可根据物体横断面的一组投影数据，经过计算机处理得到物体横断面的或立体的图像，它比射线照相法能更快、更精确地检测出材料和零件内部的微细缺陷。射线 CT 装置如图 8.6-21 所示。

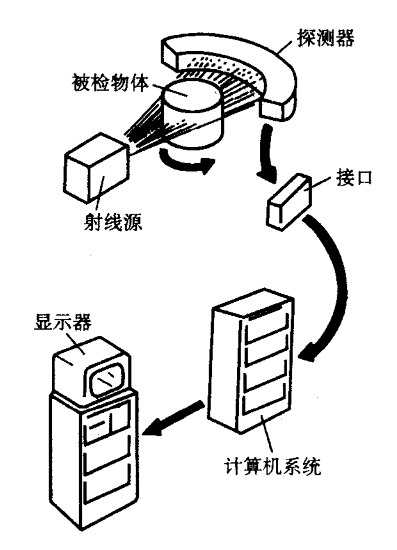


图 8.6-21　射线 CT 装置示意图

编写：佟晓辉（北京机电研究所）

第 7 章　耐腐蚀性能测试

1　工程上常见的腐蚀类型

(1) 按腐蚀发生的机理分类

按腐蚀发生的机理可将腐蚀分为化学腐蚀和电化学腐蚀两大类。

化学腐蚀是指金属表面与介质发生化学反应而引起的腐蚀，在化学反应过程中没有电流产生。化学腐蚀通常也称为“干腐蚀”，即指金属在干燥气体中发生的腐蚀，如在高温气体中的氧化、硫化等。此外，金属在不导电的非电解质溶液（如酒精、石油等）中的腐蚀也属于化学腐蚀。

电化学腐蚀是指金属在有水分存在的湿润环境中发生电化学作用而引起的腐蚀，其特点是腐蚀过程中有电流产生。电化学腐蚀又称为“湿腐蚀”，如钢材生锈就是典型的电化学腐蚀。

(2) 按腐蚀形态分类

按腐蚀形态可将腐蚀分为均匀腐蚀和局部腐蚀两大类。局部腐蚀又可细分为点蚀、缝隙腐蚀、电偶腐蚀、晶间腐蚀、选择性腐蚀、应力腐蚀、氢腐蚀、腐蚀疲劳以及磨损腐蚀等。

(3) 按发生腐蚀的环境介质分类

按此方法可将腐蚀分为大气腐蚀、海水腐蚀、土壤腐蚀、微生物腐蚀、化学介质（酸、碱、盐等）腐蚀、熔盐腐蚀、高温氧化及燃气腐蚀等。

2　腐蚀速率评定方法

评定腐蚀速率的方法通常有重量法、腐蚀深度法、线性极化法等。其中重量法较为精确、灵敏度高、测量方便，是最常用的方法。

重量法测得的腐蚀速率是单位时间、单位面积上的重量损失，计算公式为：

$$v = \frac{W_0 - W}{St} \tag{8.7-1}$$

式中，v 为腐蚀速率，g/(m^2·h)；S 为试样受腐蚀的表面积，m^2；t 为腐蚀时间，h；W_0 为试样腐蚀前质量，g；W 为试样腐蚀后质量，g。

用年腐蚀深度 H 来表示腐蚀速率时，H 与 v 的关系为：

$$H = 8.76v/d \tag{8.7-2}$$

式中，H 为腐蚀速率，mm/a；d 为材料的密度，g/cm^3。

对金属的耐蚀性分级参见表 8.7-1。

表 8.7-1　金属耐蚀性十级标准

耐蚀等级	耐蚀性类别	腐蚀速率 /mm·a^{-1}	失重/g·m^{-2}·h^{-1}					
			铁基合金	铜及铜合金	镍及镍合金	铅及铅合金	铝及铝合金	镁及镁合金
1	完全耐蚀	<0.001	<0.000 9	<0.001	<0.001	<0.001 2	<0.000 3	<0.000 2
2	很耐蚀	0.001~0.005	0.000 9~0.004 5	0.001~0.005 1	0.001~0.005	0.001 2~0.006 5	0.000 3~0.001 5	0.000 2~0.001
3		0.005~0.01	0.004 5~0.009	0.005 1~0.01	0.005~0.01	0.006 5~0.012	0.001 5~0.003	0.001~0.002
4	耐蚀	0.01~0.05	0.009~0.045	0.01~0.051	0.01~0.05	0.012~0.065	0.003~0.015	0.002~0.01
5		0.05~0.1	0.045~0.09	0.051~0.1	0.05~0.1	0.065~0.12	0.015~0.031	0.01~0.02
6	尚耐蚀	0.1~0.5	0.09~0.45	0.1~0.51	0.1~0.5	0.12~0.65	0.031~0.154	0.02~0.1
7		0.5~1.0	0.45~0.9	0.51~1.02	0.5~1.0	0.65~1.2	0.154~0.31	0.1~0.2
8	欠耐蚀	1.0~5.0	0.9~4.5	1.02~5.1	1.0~5.0	1.2~6.5	0.31~1.54	0.2~1.0
9		5.0~10.0	4.5~9.1	5.1~10.2	5.0~10.0	6.5~12.0	1.54~3.1	1.0~2.0
10	不耐蚀	≥10	≥9.1	≥10.2	≥10.0	≥12	≥3.1	≥2.0

3　均匀腐蚀试验

(1) 重量法

将试样置于试验介质中，经一定时间后测量其重量变化，按式 (8.7-1) 或式 (8.7-2) 求出腐蚀速率。试验介质的浓度、温度、压力等条件可模拟生产实际情况而定，为了缩短试验时间也可通过提高介质的浓度、温度、增加搅拌速度或加大腐蚀溶液流速等方法进行加速试验，详细参见国家标准 GB10124—1988。

(2) 线性极化法

线性极化法也称极化阻力法，是快速测量金属腐蚀速率的电化学腐蚀方法。将试样置于腐蚀介质中，以腐蚀电位为起点，通以外加电流使其向负或向正极化 5~10 mV，同时测定相应的电流 I_c。在电位变化的范围内，外加电流与电极电位呈线性关系，直线的斜率（极化阻力）$\Delta E/\Delta I_c$ 与腐蚀电流密度 I_c 之间有以下关系（线性极化方程）：

$$I_c = \frac{\beta_A \beta_K}{2.3\ (\beta_A + \beta_K)} \times \frac{\Delta I_c}{\Delta E} \tag{8.7-3}$$

式中，I_c 为腐蚀电流密度；β_A 为局部阳极反应的塔菲尔常数；β_K 为局部阴极反应的塔菲尔常数；$\Delta I_c/\Delta E$ 为腐蚀电位附近的实测极化曲线直线部分斜率的倒数。

ΔI_c 和 ΔE 可从实验测得。若 β_A 和 β_K 为已知，代入式 (8.7-3) 即可求得腐蚀电流密度 I_c。对于大多数金属-电介质系统 β_A 范围为 0.06~0.12 V，β_K 大于 0.06 V。根据法拉第电解定律，I_c 可直接算成腐蚀速率，故可用 I_c 来表示腐蚀速率。

4　点腐蚀

点腐蚀的特征是金属的大部分表面不发生腐蚀或腐蚀很轻微，局部出现孤立的腐蚀小孔或密布于表面的腐蚀小孔并向深处发展。点腐蚀在静止的介质中较易发生，且通常沿重力方向发展。发生点腐蚀的环境是有氧化剂及活性离子（如

Cl^{-1}、Br^{-1}等）同时存在的溶液中，如在海水中使用的不锈钢或铝合金等构件表面上所出现的腐蚀小孔等。

点腐蚀试验有化学浸泡法和电化学法。

（1）化学浸泡法（参照 GB/T 17897—1999）

试样面积≥10 cm^2，试验溶液、试验温度和试验时间参见表 8.7-2，试验结果可根据腐蚀失重计算腐蚀速率 v 或参照 ASTM G46—1976 标准（见表 8.7-3）测量试样单位表面积上蚀孔的数量、大小和深度，结合腐蚀速率综合评定点蚀级别。

表 8.7-2　不锈钢孔蚀试验规范

腐蚀介质成分	腐蚀温度/℃	腐蚀时间/min
10.8% $FeCl_3 \cdot 6H_2O$ 在 0.05NHCl 中溶液	20	240
10 g $FeCl_3 \cdot 6H_2O$ + 5 gNaCl + 2.5 mL 浓 HCl + 200 mLH_2O	室温	5
10 g $FeCl_3 \cdot 6H_2O$ + 4.5 mL 浓 HCl 用水稀释到 1 L	35	120
0.57 mol/LNH_4Cl + 2% $FeNH_4(SO_4)_2 \cdot 12H_2O$	30	60
0.5% $K_3Fe(CN)_6$ 在 4% NaCl 中溶液	20	1～10

注：溶液量 > 20 mL/cm^2 试样面积。

表 8.7-3　点蚀评级标准

点蚀级别	蚀孔密度/m^{-2}	蚀孔尺寸/mm^2	蚀孔深度/mm
1	2.5×10^3	0.5	0.4
2	1×10^4	2.0	0.8
3	5×10^4	8.0	1.6
4	1×10^5	12.5	3.2
5	5×10^5	24.5	6.4

（2）电化学法（参照 GB/T 17899—1999）

电化学腐蚀试样应在机加工后用砂纸抛光，最后一道砂纸不粗于 600 号粒度。试样腐蚀时可采用涂封法、镶嵌法或装配法（如图 8.7-1），待测的有效面积约为 1 cm^2，试片与绝缘物接触部分不允许有缝隙存在。试验溶液为 3.5% NaCl 的去离子水（或蒸馏水）溶液。试验时将溶液加热至 30℃ 保持恒温并通入高纯度氩（或氮、氢）气除氧，通气速度约 300 mL/min。将试样放入溶液后通入恒定电流，强制样品产生点蚀，一定时间后，根据样品表面产生的蚀孔密度和大小评定点蚀级别和腐蚀速率。

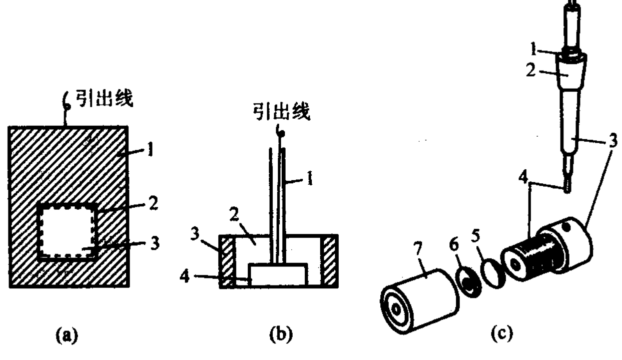


图 8.7-1　点蚀试样制备方法

（a）涂封法：1—绝缘涂料，2—钝化膜，3—工作面

（b）镶嵌法：1—绝缘管，2—镶嵌料（可用固化的环氧树脂），3—塑料管，4—试样

（c）装配法：1—“O”形环滑动密封圈，2—电解池颈口联接器，3—聚四氟乙烯绝缘体，4—黄铜电联接件，5—试样，6—聚四氟乙烯垫片，7—聚四氟乙烯盖头

5　晶间腐蚀

晶间腐蚀的特征是沿金属晶粒边界发生腐蚀，零件的外形尺寸不变，但强度和塑性下降。常用的晶间腐蚀试验方法如下：

（1）草酸电解浸蚀试验（参照 GB/T 4334.1—2000）

草酸电解浸蚀试验适用于奥氏体不锈钢，检测各种碳化物。腐蚀溶液为 10% 草酸（100 $gH_2C_2O_4 \cdot 2H_2O$ + 900 mL 蒸馏水）。于 20～50℃ 在 1 A/cm^2 电流密度下阳极浸蚀 1.5 min 后，在 200～500 倍显微镜下观察试样浸蚀部位的晶界腐蚀情况，参照表 8.7-4 评定腐蚀级别。

表 8.7-4　草酸电解浸蚀后的组织特征和评级标准

腐蚀级别	组织特征
1	晶界没有腐蚀沟槽，晶粒间呈台阶状
2	晶界有腐蚀沟槽，但没有一个晶粒被腐蚀沟槽所包围
3	晶界有腐蚀沟槽，个别或大部分晶粒已被腐蚀沟槽所包围

（2）硫酸－硫酸铁腐蚀试验（参照 GB/T 4334.2—2000）

硫酸－硫酸铁腐蚀试验适用于奥氏体不锈钢的贫铬区及某些合金的 σ 相。腐蚀溶液的配比为 50% H_2SO_4 600 mL + 25 $gFe_2(SO_4)_3$。将试件暴露于沸腾溶液中一定时间后，用失重法评定腐蚀速率。

（3）沸腾硝酸腐蚀试验（参照 GB/T 4334.3—2000）

沸腾硝酸腐蚀试验适用于检测奥氏体不锈钢的贫铬区、σ 相及碳化物。试验介质为 65±0.2%（重量）HNO_3 溶液。以 48 h 沸腾试验为一周期，共进行 5 个周期的试验后，用失重法求得 5 个试验周期的平均腐蚀速率［g/（$m^2 \cdot h$）或 mm/a），并参照表 8.7-5 评定材料的耐蚀级别。

表 8.7-5　沸腾硝酸腐蚀试验的耐蚀性等级评定

级别	腐蚀速率/$mm \cdot a^{-1}$
1	≤0.60
2	>0.60～≤1.00
3	>1.00～≤2.00
4	>2.00

（4）硫酸-硫酸铜腐蚀试验（参照 GB/T 4334.5—2000）

硫酸-硫酸铜腐蚀试验适用于检测奥氏体不锈钢及奥氏体-铁素体不锈钢的贫铬区。腐蚀溶液为 100 mLH_2SO_4 + 100 $gCuSO_4$ + 蒸馏水稀释至 1 000 mL + 铜屑。将试件在沸腾溶液中暴露 16 h 后，弯曲 180°（铸钢件 90°）观察有无裂纹。

（5）盐酸腐蚀试验

盐酸腐蚀试验适用于哈氏（Hasterloy）合金。腐蚀介质为 10% HCl 溶液。将试件在沸腾溶液中暴露 24 h：①弯曲后检查有无裂纹；②检测失重速率。

（6）氟化钠腐蚀试验

氟化钠腐蚀试验适用于含钼耐酸钢。腐蚀介质为 25% HNO_3 + 2% NaF 溶液，将试件在 70℃ 的溶液中（5 mL/cm^2 试样面积）暴露 3 h 后检测失重速率。

（7）EPR 试验（电化学再活化法试验）

EPR法是近年来发展的一种评定不锈钢敏化程度及晶间腐蚀倾向的电化学方法，具有快速以及可对设备的焊接热影响区的敏化程度等进行非破坏性测定乃至现场测定等优点。

6　缝隙腐蚀

缝隙腐蚀的特点是金属与金属或金属与非金属之间存在窄缝（一般0.02～0.1 mm）时，渗入的介质处于停滞状态，使缝隙内部的金属局部腐蚀（如与垫圈接触的法兰面及搭接接头的缝隙，内表面沉淀物底部发生局部加速腐蚀），有时也称为垫片腐蚀或沉淀物腐蚀。漆膜下面发生的丝状腐蚀也是缝隙腐蚀的特殊形式。缝隙腐蚀试验通常有三氯化铁溶液浸泡法和加速试验法。

（1）三氯化铁溶液浸泡法（参照 GB/T 10127—1987）

试验溶液与点蚀化学浸泡溶液相同，即6% $FeCl_3$ 溶液。试验温度22℃±1℃，35℃±1℃或55℃±1℃，试验时间24 h或72 h。试样及其装配如图8.7-2所示，其中：1－试样，尺寸（50 mm×25 mm×2～3 mm）；2－聚四氟乙烯圆柱（两块），尺寸 ϕ12.7 mm×12.7 mm，在每块的一个顶面上开一个1.6 mm宽、1.6 mm深的垂直槽；3－低硫橡胶“O”形环（两个），内径分别为20 mm和30 mm，装配时每环绕两圈。试验结果由试样缝隙部分的腐蚀深度评定腐蚀速率。

（2）加速试验方法

试验溶液为3% NaCl＋0.05 mol/LNa_2SO_4 溶液。试验温度60℃，pH＝5；试样及其装配如图8.7-3所示，试样为两块长、宽尺寸不等的3 mm板材，用聚四氟乙烯螺栓紧固后放入溶液浸泡，一定时间后测量试样缝隙部分的腐蚀深度评定腐蚀速率。

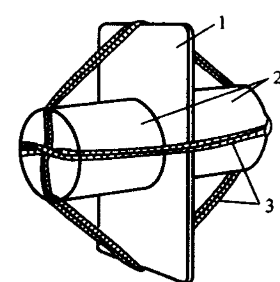


图8.7-2　三氯化铁溶液缝隙腐蚀试验用试样

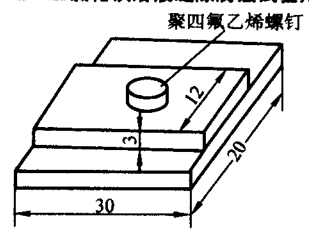


图8.7-3　缝隙腐蚀加速试验用试样

7　应力腐蚀开裂

应力腐蚀开裂是在应力和介质腐蚀同时作用下发生的，特点是出现腐蚀裂缝乃至断裂，裂纹的起源点是在腐蚀小孔或小坑的底部。腐蚀裂纹扩展有沿晶间、穿晶粒和混合型三种，主裂纹通常垂直于应力方向，多半有分叉，断口具有脆性断裂的特征。如在含氯离子介质中使用的奥氏体不锈钢换热器、汽轮机叶轮均有应力腐蚀开裂发生，以及锅炉的碱脆和在潮湿的含硫化氢气氛中的钢件产生的硫化物应力开裂等。

根据应力加载方式的不同，应力腐蚀开裂试验方法主要有恒变形法、恒载荷法、慢应变速率法和断裂力学法四种。

（1）恒变形法

恒变形法最常用的是弯曲梁法，利用两点弯曲、三点弯曲或四点弯曲方式使长方形试样产生一定的弹性变形，并置于腐蚀介质中，再评定其开裂敏感性。图8.7-4为三点弯曲法，试样中最大应力为 $\sigma=6Ety/2L^2$，式中 σ 为最大应力（MPa）；E 为弹性模量（MPa）；t 为试样厚度（mm）；y 为挠曲量（mm）；L 为支点间距离（mm）。此外还有C形环法和U形弯曲法等。

（2）恒载荷法

恒载荷法是把受单轴拉伸的试样放在腐蚀介质中试验，比较断裂时间的长短，或利用应力与时间的关系曲线求出应力腐蚀后的临界应为 σ_{SCC}。

（3）慢应变速率法（SSRT）

慢应变速率腐蚀试验在专门的试验机上进行，使试样在腐蚀介质中以 10^{-4}～10^{-8}/s的应变速率拉伸，直至断裂，获得如图8.7-5的应力应变曲线（图中无SCC应力应变曲线是在油中或大气中的试验），结果评定方法有以下几种：

1）应变量比，$\varepsilon_{SCC}/\varepsilon_0$；

2）最大应力比，$\sigma_{max}/\sigma_{0max}$；

3）面积比，A_{SCC}/A_0；

4）断口面积比，SCC断口/全断口；

5）敏感性指数 I，$I=(\sigma_{0max}-\sigma_{max})/\sigma_{max}$。

慢应变速率腐蚀试验得到的是相对于较高载荷应力的试验结果，属于加速试验，能在短时间内获得评定结果。

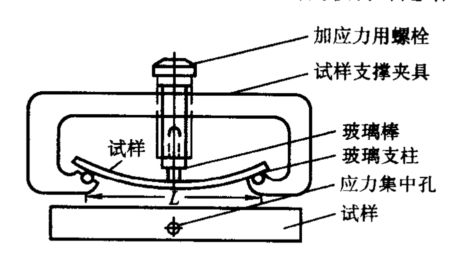


图8.7-4　三点弯曲应力腐蚀试验的试样装配法

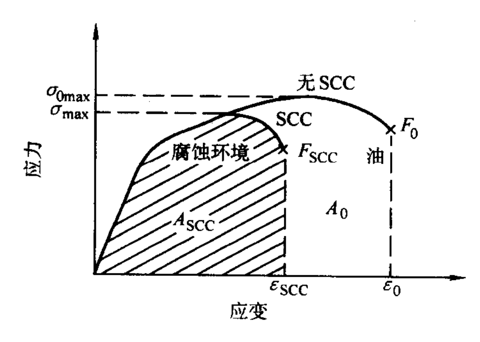


图8.7-5　应力腐蚀试验的对比应力应变曲线

8　大气腐蚀与高温氧化

（1）大气腐蚀

大气腐蚀试验可将实物或薄片状试样挂在实际服役的环境中，每隔一定时间测其腐蚀情况。实际上通常采用大气腐蚀加速试验，即将试样放入喷雾箱内，用压缩空气把雾化状的加速腐蚀剂喷入箱内，箱内的温度、湿度及介质雾的温度控制在一定范围内。常用的喷雾介质有：①NaCl水溶液；②pH＝3.0～3.1的含少量冰醋酸的NaCl水溶液；③含少量冰醋酸和铜盐的NaCl水溶液，其腐蚀速度较单含冰醋酸的盐雾快4～6倍。

（2）高温氧化

高温氧化试验通常在炉膛温差不超过±5℃的箱式电阻

炉中进行，试样装在带盖的小坩埚内。试样为小片状或粒状，外形尺寸可视坩埚尺寸而定，片状试样厚度一般可为2.5～5 mm，表面粗糙度 $R_a \leqslant 0.4$ μm。试验加热温度可与材料的实际使用温度相当或略高。用失重法测量试验结果，即在一定时间间隔取出试样，去除氧化皮后称重，再用本章第2节中介绍的方法计算出腐蚀速率 v 和腐蚀深度 H，并做出腐蚀速率 v 与时间 t 的关系曲线或腐蚀深度 H 与时间 t 的关系曲线，当腐蚀速率趋于稳定不变时，表明高温氧化已达到稳定状态，然后可参照表8.7-6评定材料的抗氧化性级别。

表8.7-6　金属抗氧化性级别

级　别	腐蚀速率/$mm \cdot a^{-1}$	抗氧化性分类
1	<0.1	完全抗氧化
2	0.1～1.0	抗 氧 化
3	1.0～3.0	次抗氧化
4	3.0～10.0	弱抗氧化
5	>10.0	不抗氧化

编写：佟晓辉（北京机电研究所）

参考文献

1 中国机械工程学会热处理专业分会．热处理手册：第3版第四卷．北京：机械工业出版社，2001
2 中国腐蚀与防护学会．金属腐蚀手册．上海：上海科学技术出版社，1987
3 化工机械研究院．腐蚀与防护手册．北京：化学工业出版社（第一册），1989
4 张俊哲等．无损检测技术及其应用．北京：科学出版社，1993
5 李衍等．无损检测．1995，17（1）：11～13
6 无损检测学会．无损检测概论．北京：机械工业出版社，1993
7 赵熹华．焊接检验．北京：机械工业出版社，1993
8 全国热处理标准化技术委员会．金属热处理标准应用手册，北京：机械工业出版社，1994.8
9 沈桂琴．光学金相技术．北京：北京航空航天大学出版社，1992
10 于福州．金属材料的耐腐蚀性．北京：科学出版社，1982
11 中国腐蚀与防护学会．金属防腐蚀手册．上海：上海科学技术出版社，1989
12 陈学定，韩文政．表面涂层技术．北京：机械工业出版社，1994
13 化工机械研究院．腐蚀与防护手册：耐腐蚀金属材料及防护技术．北京：化学工业出版社，1990
14 杨文治，黄魁元，孔雯．缓蚀剂．北京：化学工业出版社，1989
15 吴荫顺，方智，何积铨等．腐蚀试验方法与防腐蚀检测技术．北京：化学工业出版社，1996
16 周静好．防锈技术．北京：化学工业出版社，1988
17 袁振明等．声发射技术及其应用．北京：机械工业出版社，1985
18 彩色金相技术编写组．彩色金相技术〔应用图册〕．北京：国防工业出版社，1991